

Ti-6Al-4V 合金の疲労き裂進展機構に及ぼす微視組織形状の影響†

菅田 淳* 城野 政弘* 植松 美彦*
山本 真広** 植田 博昭***

Effect of Microstructure on Fatigue Crack Growth Behavior in Ti-6Al-4V Alloy

by

Atsushi SUGETA*, Masahiro JONO*, Yoshihiko UEMATSU*,
Masahiro YAMAMOTO** and Hiroaki UEDA***

The effect of microstructure on fatigue crack growth behavior under constant stress amplitude was investigated using CT specimens of two kinds of Ti-6Al-4V alloy. Both of them were under the same annealing condition and consisted of $\alpha + \beta$ phases, but their microstructures showed obvious distinction because of the different reduction of plate in the β and $\alpha + \beta$ rolling processes. One of them was composed of spherical α phase surrounded by thin β phase (material A) and the other possessed longitudinally stretched α and β phases (material B). For both materials, rough crack surfaces were formed in the low K_{max} region and roughness-induced crack closure was added to plasticity-induced one while relatively flat crack surfaces were built in the high K_{max} region where plasticity-induced crack closure was dominant. However, the crack surface morphologies of material A and B were quite distinct in the low K_{max} region due to their microstructures, which had a pronounced effect on crack growth and crack closure behavior. The effect of crack surface morphology was qualitatively evaluated by the optical observation of crack surface profiles and quantitatively by the measurement of the effective stress intensity factor ΔK_{eff} .

Key words: Ti-6Al-4V alloy, Fatigue crack growth, Crack closure, Roughness-induced crack closure, Plasticity-induced crack closure, Microstructure

1 緒 言

チタン合金は、比強度、比剛性、耐食性、耐熱性などに優れており、機械・構造物の小型化、軽量化と言った要求を満足することが出来るため、近年工業用構造材料としての需要が拡大しつつある。したがって、その疲労強度や疲労き裂進展特性に関する研究が積極的に行われている。^{1)~4)}チタン合金の中でも、実際に工業用材料として最も広く利用される、 $\alpha + \beta$ 型合金のTi-6Al-4V合金については、微小き裂や長いき裂の疲労き裂進展挙動に関する知見が得られているようである。特に同合金は、熱処理によりその微視組織が大きく変化し、疲労特性が微視組織に強く依存することが知られている。そのため、疲労き裂進展特性に及ぼす微視組織の影響についての研究が行われてきている。しかしそれらの研究では、異なる熱処理行程を施して微視組織を変化させた材料、すなわち焼もどし温度の異なる焼なまし材、あるいは焼入れ材等の材料を用いてき裂進展特性を比較、検討したものがほとんどである。^{5)~11)}

そこで本研究では、焼なまし温度が同一であり、圧延時の板厚のみが異なる2種類のTi-6Al-4V合金を用いて、一定振幅荷重下の疲労き裂進展試験を行った。2種類の材料は焼なまし温度が等しく、圧延による α 相と β 相の変形状態のみが異なるため、疲労き裂進展機

構に及ぼす微視組織形状の影響を検討することが可能である。

2 供試材料および試験方法

供試材料として、微視組織形状の異なる2種類のTi-6Al-4V合金を用いた。両材をA材、B材と区別し、それぞれの化学成分および製造プロセスをTables I, IIに示す。 β トランスス以上の1150°Cで鍛造後圧延を行い、さらに $\alpha + \beta$ 領域となる950°Cで圧延した。十分加工した後、真空中705°Cで2時間保持し、その後空冷を行った。 β 圧延および $\alpha + \beta$ 圧延時の板厚が両材で異なるが、その他の製造プロセスは同一である。光学顕微鏡による

Table I. Chemical composition.

Material	Al	V	Fe	C	O	N	H
A	6.22	4.23	0.184	0.005	0.178	0.0040	0.0034
B	6.31	3.96	0.240	0.081	0.178	0.0118	0.0107

Table II. Manufacturing process.

Material	Ingot	β forging →	β rolling →	$\alpha + \beta$ rolling →	Annealing
A	ϕ 840 (mm)	t 350 (mm) 1150°C	t240 (mm) 1100°C	t16 (mm) 950°C	705°C for 2 hrs. in vacuum
B		t45 (mm) 1100°C	t12 (mm) 950°C		

† 原稿受理 平成9年7月14日 Received July 14, 1997

* 正会員 大阪大学工学研究科機械システム工学専攻 〒565-0871 吹田市山田丘, Dept. Mech. Eng. and Syst. Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565-0871

** 日産自動車(株) 〒228-8502 座間市広野台, Nissan Motor Co. Ltd., Hironodai, Zama, 228-8502

*** ダイキン工業(株) 〒530-8323 大阪市北区中崎西, Daikin Indust. Ltd., Kita-ku, Osaka, 530-8323

微視組織写真を Fig. 1 に示す. 両材とも白く写っている α 組織と, その周りを取り囲むように存在する黒い β 組織から構成される二相混合組織となっている. しかし, 両材の焼なまし温度が同一であるにも関わらず, その微視組織形状に大きな違いが認められる. すなわち, A 材の α 相組織は等軸の粒状をなし, ほぼ均一な組織となっているのに対し, B 材では両組織が圧延方向に不均一に引き延ばされて異方性が存在する. これは B 材製造プロセス中の β 圧延および $\alpha + \beta$ 圧延時の板厚が A 材とは異なり, 特に β 圧延時の圧下率が大きくなっているためと考えられる.

面積分析法により求めたところ, 等軸の粒状をなす A 材の α 相の平均結晶粒径は $28.2\mu\text{m}$ となった. B 材については異方性があるため, き裂進展方向となる圧延直角方向に対する α 組織の平均結晶粒径を定義すると, その値は $3.1\mu\text{m}$ である. 両材の圧延方向に対する機械的性質を Table III に示すが, 異方性のある B 材の方が若干強度が高く, 伸びが小さい. 両圧延材より, サイドグループを有する CT 試験片 ($W = 50\text{mm}$, $B = 9\text{mm}$) を LT 方位に採取した.

試験には, 電気-油圧サーボ試験機を用いた. 一定振幅荷重試験は A, B 材ともに応力比 $R = 0$ のもとで K 漸増法により行い, 下限界から高進展速度域までのデータを得た. このとき, 前段階の影響を受けないように, K 漸増率を $(dK_{\text{max}}/da) / K_{\text{max}} = 0.20\text{mm}^{-1}$ と設定した. 繰返し速度 f はき裂進展速度が比較的遅い領域 ($da/dn \leq 1.0 \times 10^{-8} \text{m/cycle}$) では $f = 5\text{Hz}$ とし, それ以上の速度域では $f = 0.5 \sim 2\text{Hz}$ とした. き裂長さおよび開口点の測定には, 除荷弾性コンプライアンス法¹²⁾を用い, 荷重-引算変位ヒステリシスの測定による試験データの採取は, き裂が 0.2mm 進展するごとに行った. A 材では 1 本の試験片を B 材については 4 本の試験片を用いた. なお各試験は, 応力比 $R = -1$ の条件下でノッチ端から 1.0mm 程度の予き裂を導入後に開始している.

3 試験結果および考察

3.1 き裂進展特性

Fig. 2, 3 にそれぞれ A, B 材の $da/dn-K_{\text{max}}$ 関係を示す. また, 両材の結果を合わせて Fig. 4 に示す. Fig. 4 より, 両材の $da/dn-K_{\text{max}}$ 関係はほぼ同一となっていることが分かるが, き裂進展の下限界条件 (threshold) は, A 材では $K_{\text{max}} \approx 6.2\text{MPam}^{1/2}$, B 材では $K_{\text{max}} \approx 8.5\text{MPam}^{1/2}$ と A 材の方が低くなっている. また, 各材についてさらに詳細に見ると, Fig. 2 で示す A 材の $da/dn-K_{\text{max}}$ 関係では, $K_{\text{max}} \approx 16\text{MPam}^{1/2}$ 付近で矢印で示すように二段階の折れ曲がりが見られ, $7\text{MPam}^{1/2} < K_{\text{max}} < 12\text{MPam}^{1/2}$ および $17\text{MPam}^{1/2} < K_{\text{max}}$ の範囲で, 傾きがほぼ等しい 2 本の直線

関係が成り立つ. これに対して Fig. 3 の B 材では, $K_{\text{max}} \approx 19\text{MPam}^{1/2}$ 付近で若干上に凸となり, その前後で傾きの異なる 2 本の直線関係となっている. なお, B 材の 3 本の試験片を用いた結果に, ばらつきは見られない.

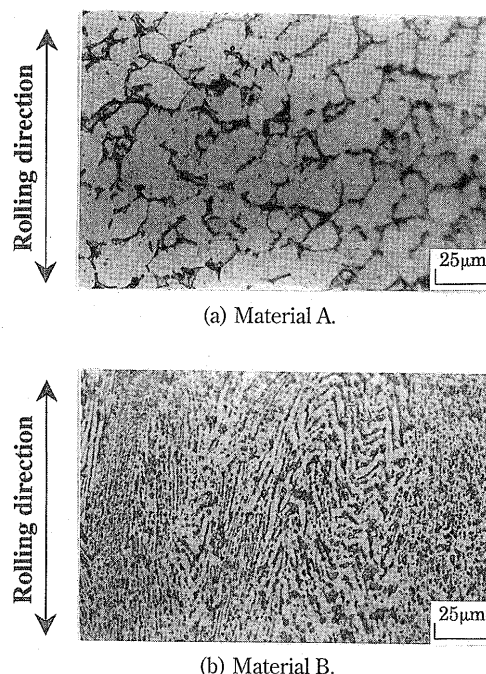


Fig. 1. Optical micrographs of microstructure.

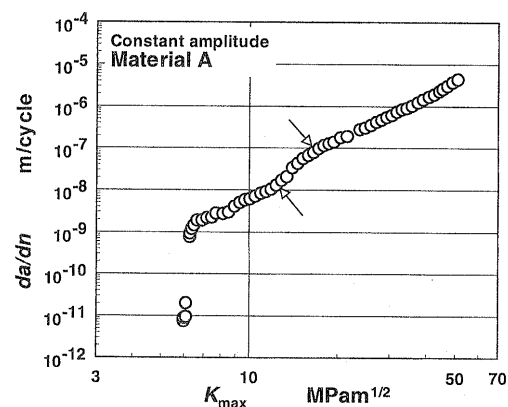


Fig. 2. $da/dn-K_{\text{max}}$ relationship (Material A).

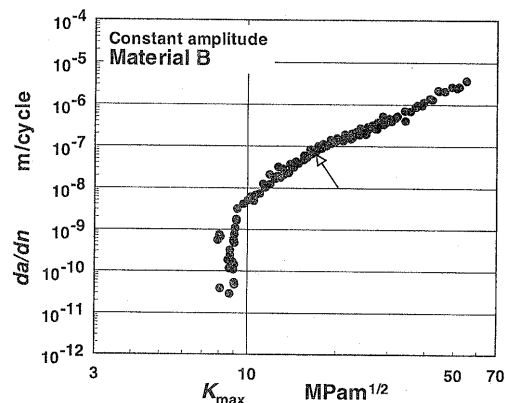


Fig. 3. $da/dn-K_{\text{max}}$ relationship (Material B).

Table III. Mechanical properties.

Material	0.2% proof strength, $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength, σ_B (MPa)	Elongation, δ (%)
A	893	992	21
B	1062	1084	13

Fig. 5 に荷重-引算変位ヒステリシスより得られた、両材の K_{op} - K_{max} 関係を示す。A 材の K_{op} は K_{max} の上昇に伴い単調に増加し、 $17\text{MPam}^{1/2} < K_{max}$ の領域では、図中実線で示す原点を通る直線 (K_{op}/K_{max} 一定) にほぼ一致している。しかし、 $K_{max} < 17\text{MPam}^{1/2}$ の領域では、 K_{op} の値は直線よりも上方に位置している。一方、B 材においても $23\text{MPam}^{1/2} < K_{max}$ の領域では、A 材と同様破線で示す K_{op}/K_{max} 一定の関係が成立している。 $K_{max} < 23\text{MPam}^{1/2}$ の領域では、 K_{op} は破線よりも大きい値でほぼ一定となっており、破線との差は A 材よりも大きい。このように、微視組織形状の異なる両材で、低 K_{max} 領域におけるき裂開閉口挙動が大きく異なることが判明した。なお、いずれの材料についても K_{op} が K_{op}/K_{max} 一定の関係より逸脱する領域は、それぞれ Fig. 2, 3 において折れ曲がりが見られる部分よりも K_{max} が低い領域にほぼ一致している。

A, B 材とも高 K_{max} 領域において K_{op}/K_{max} 一定、すなわち開口比 $U (= \Delta K_{eff}/K_{max})$ が一定となっているが、その値は A 材では約 0.77, B 材では約 0.75 となった。このように U が一定である高 K_{max} 領域では、開口点は塑性誘起き裂閉口のみにより決定されると考えられる。^{13),14)} 一方、 K_{op} が直線関係より逸脱する低 K_{max} 領域においては、塑性誘起き裂閉口に破面粗さ誘起き裂閉口が重畳するため K_{op} が上昇していると考えられるが、その詳細については次項で述べる。

Fig. 6 に両材の da/dn - ΔK_{eff} 関係を示す。同関係は A 材と B 材でほぼ一致し、Fig. 2, 3 の da/dn - K_{max} 関係で異なる値を示した下限界値についても、両材ともに $\Delta K_{eff} \approx 4\text{MPam}^{1/2}$ となった。このように、両材に見られる微視組織形状の相違は、き裂開閉口挙動に著しく影響を及ぼすが、き裂開閉口挙動を考慮した本質的なき裂進展抵抗は微視組織形状に依存せず、巨視的には両材のき裂進展速度は ΔK_{eff} によりほぼ整理する事が出来る。しかし同図を詳細に見れば、A 材では da/dn - K_{max} 関係で見られた折れ曲がりだが、 da/dn - ΔK_{eff} 関係においても依然存在しているのに対し、B 材では消失していることが分かる。

3・2 き裂進展経路および破面観察

前述のようにき裂進展挙動およびき裂開閉口挙動が A 材と B 材で異なる。そこで光学顕微鏡によるき裂進展経路の観察および走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察を行った。光学顕微鏡によりき裂進展経路を観察する際には、き裂進展方向と平行に試験片破面を切断し、切断面を鏡面にバフ研磨した後腐食液を用いて腐食している。また、A 材については、走査型レーザー顕微鏡を用いて破面粗さの定量的測定を行った。

3・2・1 A 材 Fig. 7 (a), (b) に A 材の低 K_{max} 領域 ($K_{max} = 12\text{MPam}^{1/2}$) と高 K_{max} 領域 ($K_{max} = 25\text{MPam}^{1/2}$) におけるき裂進展経路の観察例を示す。また、Fig. 8 (a), (b) に A 材の低 K_{max} 領域と高 K_{max} 領域での SEM による破面写真を示す。Fig. 7 (a) より低 K_{max} 領域においては、き裂は等軸粒状の α 相をぬうように進展していることが分かる。すなわち、き裂は α 相粒界あるいは α

相の周囲に存在する薄い β 相内を進展することを示しており、そのため粒状の α 相に沿った粗い破面が形成される。一方、高 K_{max} 領域の Fig. 7 (b) では、き裂は α 相粒内を直線的に進展しており、平坦な破面となっている。Fig. 8 に示す SEM による破面観察においても、同様に低 K_{max} 領域では粗い破面、高 K_{max} 領域では平坦な破面が観察された。走査型レーザー顕微鏡を用いて破面観察を行い、 $352 \times 352\mu\text{m}$ の走査範囲で破面粗さを十点平均粗さとして測定したところ、低 K_{max} 領域では $32.9\mu\text{m}$ 、高 K_{max} 領域では $18.2\mu\text{m}$ となった。このように、低 K_{max} 領域の破面粗さは高 K_{max} 領域の約 2 倍となっている。

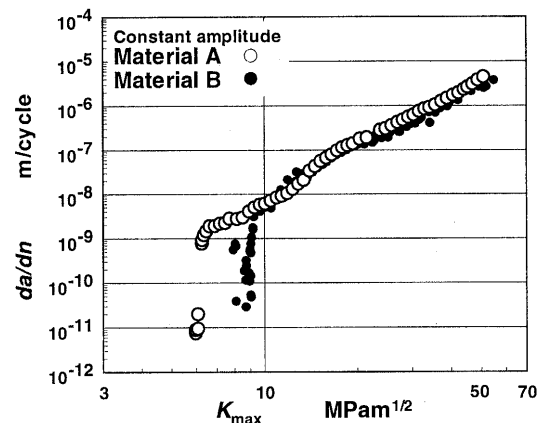


Fig. 4. da/dn - K_{max} relationship.

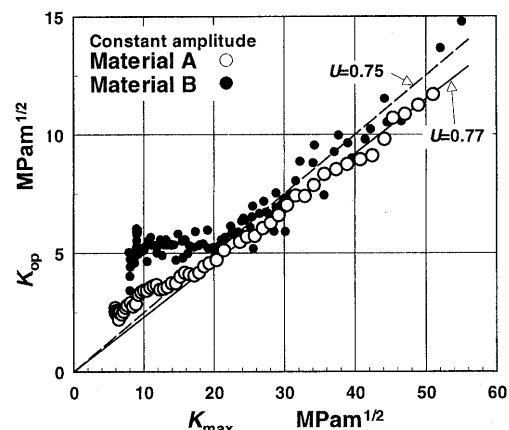


Fig. 5. K_{op} - K_{max} relationship.

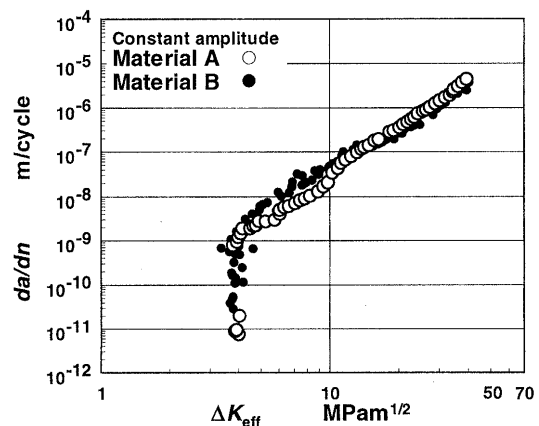


Fig. 6. da/dn - ΔK_{eff} relationship.

また, α 相の平均粒径が約 $28.2\mu\text{m}$ であることから, 低 K_{max} 領域ではき裂が α 相に沿って進展していることを示唆している. なお, 光学顕微鏡, SEM のいずれによる観察でも, 低 K_{max} 領域におけるき裂進展経路が α 相粒界なのか β 相内なのかは断定できなかった.

き裂進展機構の α 相粒界または β 相粒内破壊型から α 相粒内破壊型への遷移は, K_{max} が $12\sim 20\text{MPam}^{1/2}$ の範囲で生じている. Fig. 2 の $da/dn-K_{\text{max}}$ 関係において折れ曲がりが見られる $K_{\text{max}} \approx 16\text{MPam}^{1/2}$ はこの遷移領域中にあり, き裂進展機構の遷移により A 材の $da/dn-K_{\text{max}}$ 関係および $da/dn-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係において二段階の折れ曲がりが生じたものと考えられる. また, 低 K_{max} 領域で粗い破面が形成されていることから, Fig. 5 の $K_{\text{op}}-K_{\text{max}}$ 関係において, $K_{\text{max}} < 17\text{MPam}^{1/2}$ の領域で K_{op} が $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ 一定の関係より上昇するのは, 塑性誘起き裂閉口に破面粗さ誘起き裂閉口が重畳した結果であることがわかる.

$da/dn-K_{\text{max}}$ 関係において折れ曲がり認められた $K_{\text{max}} = 16\text{MPam}^{1/2}$ での平面ひずみ塑性域寸法 $(\omega_p)_{K_{\text{max}}}$ は約 $30.3\mu\text{m}$, 平面ひずみ有効繰返し塑性域寸法 $(\omega_p)^c_{\Delta K_{\text{eff}}}$ は約 $5.1\mu\text{m}$ となっている. ここで, $(\omega_p)_{K_{\text{max}}}$, $(\omega_p)^c_{\Delta K_{\text{eff}}}$ はそれぞれ次式により求めた.

$$(\omega_p)_{K_{\text{max}}} = \frac{1}{2\sqrt{2\pi}} \left(\frac{K_{\text{max}}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (1)$$

$$(\omega_p)^c_{\Delta K_{\text{eff}}} = \frac{1}{2\sqrt{2\pi}} \left(\frac{\Delta K_{\text{eff}}}{2\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (2)$$

A 材では $(\omega_p)_{K_{\text{max}}}$ が α 相平均粒径とほぼ一致していることから, 平面ひずみ塑性域寸法が α 相粒径以下では, α 相粒界または β 相粒内破壊型のき裂進展機構となり, $(\omega_p)_{K_{\text{max}}}$ が α 相粒径に近づくにつれ α 相粒内破壊型へとき裂進展機構が遷移していると考えられる. $(\omega_p)^c_{\Delta K_{\text{eff}}}$ については, α 相の平均粒径よりも小さく, き裂進展機構の遷移とは相関が認められなかった.

3・2・2 B 材 Fig. 9, 10 にそれぞれ B 材における光学顕微鏡によるき裂進展経路の観察例および SEM による破面写真を低 K_{max} 領域 ($K_{\text{max}} = 12\text{MPam}^{1/2}$) と高 K_{max} 領域 ($K_{\text{max}} = 26\text{MPam}^{1/2}$) について示す. A 材の観察例と同様に, き裂進展経路および破面ともに低 K_{max} 領域では粗い破面, 高 K_{max} 領域では平坦な破面が観察された. しかし, B 材の微視組織形状 (Fig. 1 (b)) は, A 材 (Fig. 1 (a)) と異なり α 相と β 相が圧延方向に長く引き延ばされているため, 粗い破面が形成される低 K_{max} 領域においても, Fig. 7 (a) で示した A 材のように, き裂は α 相に沿って進展することが出来ない. すなわち, これを Fig. 11 に模式的に示すと A 材の微視組織形状は等軸粒状の α 相より形成され, Fig. 11 (a) のように低 K_{max} 領域ではき裂は α 相に沿って進展することができる. したがって, そのき裂進展機構は低 K_{max} 領域 (Fig. 11 (a)) では α 相粒界または β 相粒内破壊型, 高 K_{max} 領域 (Fig. 11 (b)) では α 相粒内破壊型と明瞭に区別される. これに対して B 材では, Fig. 11 (c), (d) に示すように低 K_{max} 領域においてき裂は α 相粒界または β 相内を進展するものの, α 相と β 相の長く引き延ばされた微視組織形状のため, 荷重軸直角方向に対す

るき裂進展機構は α 相粒内破壊型となる. このように B 材では, 低 K_{max} から高 K_{max} 領域まで α 相粒内型の破壊が支配的となり, き裂進展機構の明瞭な遷移は生じない.

以上より, B 材の場合 $da/dn-K_{\text{max}}$ 関係で上に凸の折れ曲がりが見られるが, これは A 材のようにき裂進展機構の遷移によるものではなく, 低 K_{max} と高 K_{max} 領域でのき裂進展経路, すなわち破面粗さの相違に起因したものと考

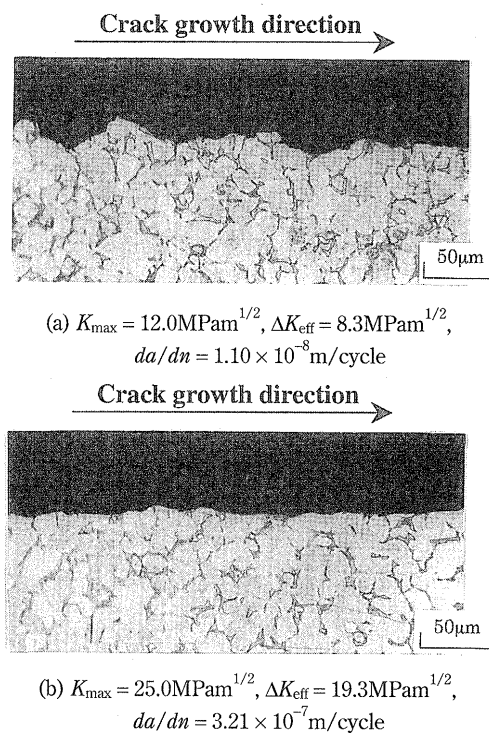


Fig. 7. Optical micrographs of crack growth path. Material A.

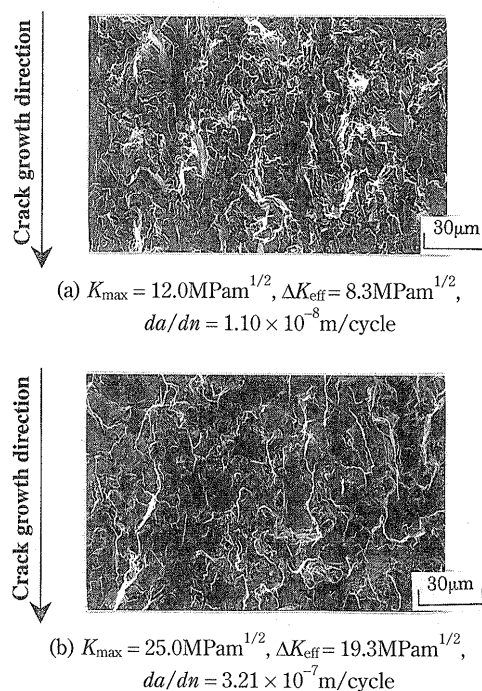


Fig. 8. SEM micrographs of fracture surface. Material A.

えられる。また、B 材では折れ曲がりのある部分 ($K_{\max} \approx 19\text{MPam}^{1/2}$) での $(\omega_p)_{K_{\max}}$ は約 $36.1\mu\text{m}$, $(\omega_p)_{\Delta K_{\text{eff}}}$ は約 $9.0\mu\text{m}$ となっている。 $(\omega_p)_{\Delta K_{\text{eff}}}$ の値が、圧延直角方向の α 相平均粒径 ($3.1\mu\text{m}$) に比較的近いものの、A 材の様にき裂進展経路の変化と塑性域に明確な対応関係は見られない。このように、塑性域の大きさ、 α 相平均粒径およびき裂進展経路の変化に相関がないことも、B 材のき裂進展機構が K_{\max} に依存しないことを示唆している。

3・3 き裂進展機構およびき裂開閉口挙動の微視組織形状依存性

Fig. 11 で述べたように、A 材では $da/dn-K_{\max}$ 関係に折れ曲がりが見られるのは、折れ曲がりの前後で微視組織形状に依存してき裂進展機構が異なることに起因していると考えられる。したがって、巨視的なき裂開閉口挙動を測定しても、き裂進展機構が異なるために $da/dn-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係でも折れ曲がり消失しない。一方 B 材は、破面粗さの相違があるものの、そのき裂進展機構は K_{\max} の値に依存せず同一である。したがって、破面粗さの相違により $da/dn-K_{\max}$ 関係では折れ曲がりが見られるが、き裂開閉口挙動を考慮した $da/dn-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係では折れ曲がり消失したと考えられる。

アルミニウム合金の $da/dn-K_{\max}$ 関係および $da/dn-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係においても、Fig. 2, 6 のような折れ曲がりが見られることが報告されており、本材と同様に低 K_{\max} 領域では破面の巨視的な凹凸が大きいことなどが示されている。また、低 K_{\max} 領域では粒界割れ破面、高 K_{\max} 領域ではストライエーションのあるプラトーの破面率が高くなることも指摘されており、A 材におけるき裂進展機構の遷移と類似している。^{14)~16)}

Fig. 6 に示したように $K_{\text{op}}-K_{\max}$ 関係において、低 K_{\max} 領域では両材とも粗い破面が観察され、塑性誘起き裂開閉口に破面粗さ誘起き裂開閉口が重畳することにより、 K_{op} が上昇したと考えられる。しかし、破面粗さによる K_{op} の上昇の程度は、A 材に比べ B 材では非常に大きなものとなっている。これは Fig. 11 で模式的に示したように、低 K_{\max} 領域で A 材のき裂は粒状の α 相に沿って進展するため、なめらかに屈曲した粗い破面となる。また、B 材では α 相、 β 相が圧延方向に長く引き延ばされており、屈曲の形状は矩形となっている。このように A 材、B 材とも低 K_{\max} 領域で粗い破面が形成されるが、その破面形状が微視組織形状に依存して異なり、B 材で見られる矩形状に屈曲する破面が、幾何学的に破面粗さ誘起き裂開閉口現象をより顕著に引き起こすため、A 材に比べ低 K_{\max} 領域での K_{op} の上昇が著しかったものと考えられる。以上より焼なまし温度が同一であっても、微視組織形状の相違により、き裂進展機構およびき裂開閉口挙動に大きな違いが見られることが判明した。

4 結 論

本研究では、熱処理温度が同じで異なる微視組織形状を持つ 2 種類の Ti-6Al-4V 合金を用いて疲労き裂進展試験を行い、き裂進展機構とき裂開閉口挙動に及ぼす微視組織形状の影響について検討した。その結果以下のような

な知見を得た。

(1) き裂進展経路および破面観察より、等軸粒状の α 相とそれを取り囲む薄い β 相から微視組織形状が構成される A 材では、低 K_{\max} 領域において α 相粒界または β 相内、高 K_{\max} 領域において α 相粒内がき裂進展経路となり、そのき裂進展機構は明瞭に遷移する。一方 α 、

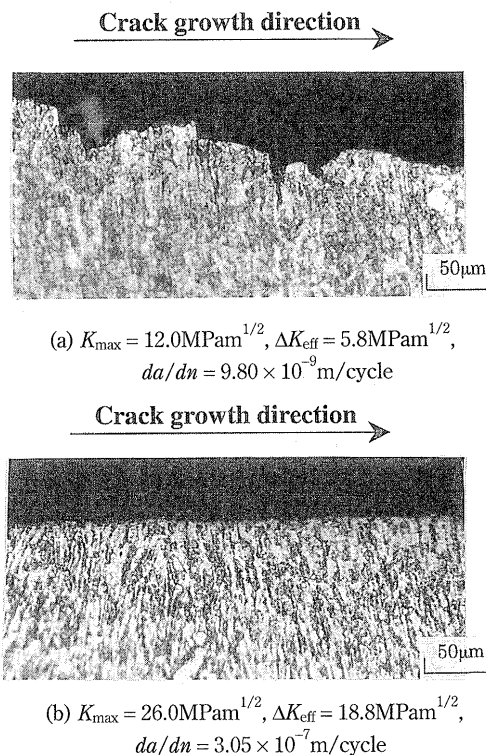


Fig. 9. Optical micrographs of crack growth path. Material B.

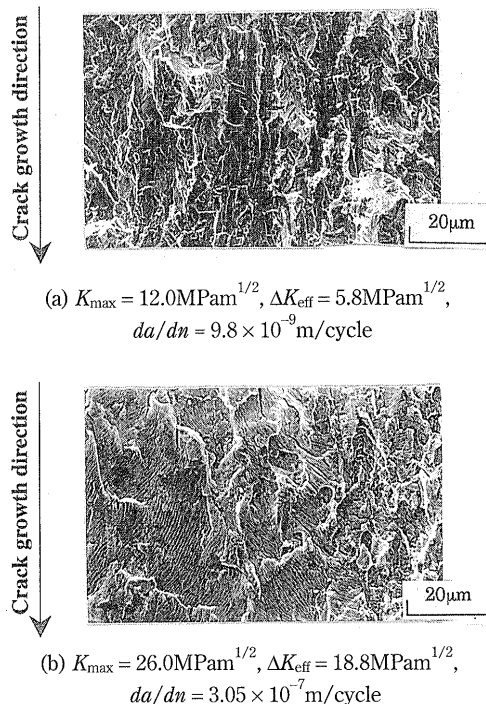


Fig. 10. SEM micrographs of crack surface. Material B.

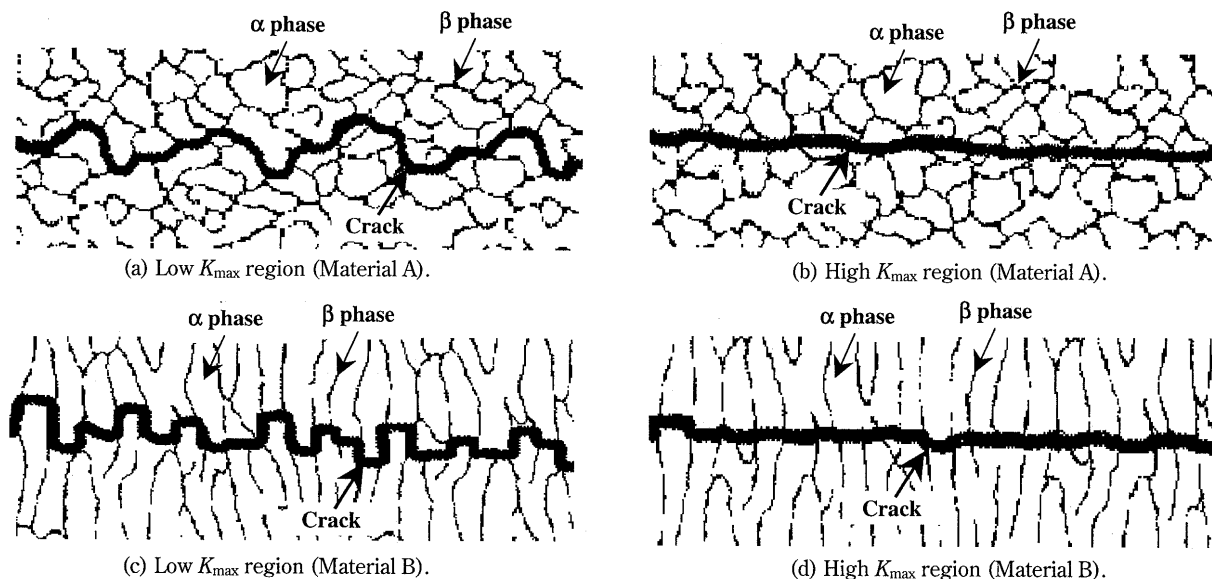


Fig. 11. Schematic illustration of crack growth path.

β 両相が圧延方向に長く引き伸ばされた微視組織形状を持つ B 材では、低 K_{\max} 領域において α 相粒界または β 相内に沿ったき裂の屈曲が見られるものの、全 K_{\max} 領域で α 相粒内が進展経路となるため、き裂進展機構の明瞭な遷移は認められない。微視組織形状の違いにより、低 K_{\max} 領域において A 材ではなめらかに屈曲した粗い破面となり、B 材では矩形状に屈曲した粗い破面となる。

(2) A 材においては、き裂進展機構が低 K_{\max} 領域と高 K_{\max} 領域で明瞭に遷移するため、 da/dn - K_{\max} 、 da/dn - ΔK_{eff} 関係のいずれにおいても二段階の折れ曲がりが見られる。B 材においては、き裂進展機構の遷移がないため、破面粗さの変化に対応して da/dn - K_{\max} 関係では屈曲が見られるが、巨視的なき裂開閉口挙動を測定することにより、 da/dn - ΔK_{eff} 関係では折れ曲がり消失する。

(3) 両材とも低 K_{\max} 領域では粗い破面が形成されることから、低 K_{\max} 領域では塑性誘起き裂閉口に破面粗さ誘起き裂閉口が重畳して K_{op} が決定される。B 材は A 材に比べ破面粗さ誘起き裂閉口がより顕著に生じ、同一の K_{\max} 値で比較すると A 材の K_{op} よりもさらに高い値となる。これは微視組織形状に依存して破面形状が異なるため、B 材の矩形状に屈曲した破面形状が、幾何学的に破面粗さ誘起き裂閉口をより顕著にすると考えられる。

(4) き裂進展速度 da/dn を有効応力拡大係数 ΔK_{eff} により整理した場合、折れ曲がりの有無があるものの、両材のき裂進展速度はほぼ一致する。両材に見られる微視組織形状の相違はき裂開閉口挙動に大きく影響を及ぼすが、き裂開閉口挙動を考慮すれば、そのき裂進展抵抗は、微視組織の形態にあまり依存しない。

B 材については、疲労部門委員会組織構造分科会の共通試料として提供を受けた。記して謝意を表す。

参考文献

- 1) D. Eylon and J. A. Hall, Metallurgical Transactions, **8A**, 981 (1977).
- 2) C. M. Ward-Close and R. O. Ritchie, ASTM STP 982, 93, (1988).
- 3) 戸梶恵郎, 小川武史, 大矢耕二, 日本機械学会論文集, **A-58**, 178 (1992).
- 4) A. L. Dowson, A. C. Hollis and C. J. Beevers, Int. J. Fatigue, **14**, 261 (1992).
- 5) G. R. Yoder, L. A. Cooley and T. W. Crooker, Metallurgical Transactions A, **8A**, 1737 (1977).
- 6) 野末 章, 大久保忠恒, 日本金属学会誌, **52**, 1057 (1988).
- 7) K. S. Ravichandran, Scripta Metallurgica et Materialia, **24**, 1559 (1990).
- 8) K. S. Ravichandran, Acta Metall. Mater., **39**, 401 (1991).
- 9) 戸梶恵郎, 小川武史, 大矢耕二, 材料, **42**, 169 (1993).
- 10) 岡崎正和, 日誌 徹, 材料, **43**, 1238 (1994).
- 11) B. E. Powell, Int. J. Fatigue, **170**, 221 (1995).
- 12) 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝, 材料, **25**, 899 (1976).
- 13) 小林英男, 日本機械学会論文集, **A-49**, 771 (1983).
- 14) 城野政弘, 宋 智浩, 三上省二, 大垣雅由, 材料, **33**, 468 (1984).
- 15) 菊川 真, 城野政弘, 三上省二, 材料, **31**, 483 (1982).
- 16) 城野政弘, 宋 智浩, 岡部雅彦, 上杉暢彦, 大垣雅由, 江口直紀, 材料, **33**, 560 (1984).