

## 等軸 $\alpha$ /針状 $\alpha$ 混合組織 Ti-6Al-4V 合金の 2 段階返し変動荷重下における疲労き裂進展挙動\*

菅 田 淳<sup>\*1</sup>, 植 松 美 彦<sup>\*1</sup>  
北 山 義 隆<sup>\*2</sup>, 城 野 政 弘<sup>\*3</sup>

### Fatigue Crack Growth Behavior of Ti-6Al-4V Alloy with Bimodal Microstructure under Repeated Two-step Load Sequences

Atsushi SUGETA<sup>\*4</sup>, Yoshihiko UEMATSU,  
Yoshitaka KITAYAMA and Masahiro JONO

<sup>\*4</sup> Department of Mechanical Engineering and Systems, Graduate School of Engineering, Osaka University,  
2-1 Yamada-oka, Suita-shi, Osaka, 565-0871 Japan

The effect of microstructure on fatigue crack growth behavior under repeated two-step load sequences was investigated using compact tension specimens of Ti-6Al-4V alloy with bimodal microstructure. Fatigue crack growth rate and macroscopic crack closure were measured by means of an unloading elastic compliance method. The  $da/dn-\Delta K_{eff}$  relationship exhibited a trilinear form in so-called Paris region corresponding to the change of growth mechanism from the intergranular fracture in the low  $\Delta K_{eff}$  region to the transgranular one in the high  $\Delta K_{eff}$  region. The crack opening point,  $K_{op}$ , was constant during one block of varying loading in the case that the crack extension during one block loading was relatively short. On the other hand, in the case that the crack grew beyond the cyclic plastic zone introduced by  $\Delta K_H$ ,  $K_{op}$  under low level loading decreased from the initial high value to the stationary low one as the crack grew. Depending on the test conditions, the fatigue crack growth rate under varying loading was found to be higher or lower than that estimated by  $da/dn-\Delta K_{eff}$  relation under constant amplitude loading, which indicates that the load variation resulted in both crack growth acceleration and deceleration in terms of  $\Delta K_{eff}$ . The crack growth acceleration was attributed to the change of growth mechanism due to the load variation, while the crack arrest during one block loading brought about the crack growth deceleration.

**Key Words:** Variable Amplitude Load Sequence, Fatigue Crack Growth, Crack Closure, Ti-6Al-4V Alloy, Microstructure

## 1. 結 論

機械構造用材料として用いられているチタン合金については、構造物の安全性確保のため、その疲労強度や疲労き裂進展特性に関する研究が数多く行われている。中でも Ti-6Al-4V 合金は、強度とじん性のバランスに優れたチタン合金であり、また熱処理性、加工性、溶接性などのバランスも良いため、宇宙・航空分野をはじめ広範にわたり構造用材料として用いられている。したがって同材の疲労き裂進展挙動についても多くの研究が行われており、その微視組織が疲労き裂進展に対して強い影響を与えることが知られている<sup>(1)(2)</sup>。しかし実構造材で問題になるのは実働荷重下での疲労き裂進展であるが、変動荷重下における疲労き裂進展挙動に関する研究は少ない。

著者らは、等軸  $\alpha$  相あるいは針状  $\alpha$  相コロニーのみの微視組織からなる Ti-6Al-4V 合金を用いて、一定振幅荷重および変動荷重下での疲労き裂進展試験を行い、き裂進展挙動に及ぼす荷重変動および微視組織の影響について明らかにしてきた<sup>(3)(4)</sup>。さらに前報<sup>(5)</sup>では、等軸  $\alpha$ /針状  $\alpha$  混合組織を有する Ti-6Al-4V 合金を用いて、一定振幅荷重および非定常変動荷重下における疲労き裂進展試験を行っている。その結果、等軸  $\alpha$  相あるいは針状  $\alpha$  相コロニーのみの微視組織からなる合金とは異なり、荷重変動によるき裂進展機構の変化が生じることで、き裂開口挙動を考慮した有効応力拡大係数範囲  $\Delta K_{eff}$  を用いても、変動荷重下における疲労き裂進展速度を一意的に評価することが困難であることを示した。

そこで本研究では、等軸  $\alpha$ /針状  $\alpha$  混合組織の Ti-6Al-4V 合金を用いて、定常変動荷重として 2 段階返し変動荷重試験を実施し、定常変動荷重下における疲労き裂進展挙動について検討した。

\* 原稿受付 2004 年 9 月 2 日。

<sup>\*1</sup> 正員、大阪大学大学院工学研究科(☎ 565-0871 吹田市山田丘 2-1)。

<sup>\*2</sup> 三菱重工業(株)(☎ 108-8215 東京都港区港南 2-16-5)。

<sup>\*3</sup> 正員、フェロー、福井工業大学機械工学科(☎ 910-8505 福井市学園 3-6-1)。

E-mail: sugeta@mech.eng.osaka-u.ac.jp

## 2. 供試材料および試験方法

供試材料は、前報<sup>6)</sup>と同様の Ti-6Al-4V 合金であり、 $\beta$  トランザス近傍の 950℃ で溶体化処理後急冷し、720℃ で 2 時間過時効を行っている。圧延面、圧延直角面の光学顕微鏡による組織写真を図 1 に示すが、微視組織は等軸  $\alpha$  相および針状  $\alpha$  相コロニーが混在した Bimodal な組織となっており、圧延方向による組織の異方性はない。等軸  $\alpha$  相の平均結晶粒径、針状  $\alpha$  相のコロニー粒径はともに約 120  $\mu\text{m}$  である。供試材の化学成分と機械的性質をそれぞれ表 1, 2 に示す。同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 L-T 方向に採取した<sup>6)</sup>。

試験には、電気-油圧サーボ式疲労試験機を用いた。き裂長さおよびき裂開口点は、背面ひずみゲージによる除荷弾性コンプライアンス法<sup>7)</sup>により求めている。2 段繰返し変動荷重試験に用いた荷重波形を図 2 に示す。ここで応力比は、 $R=0$  とした。試験は高レベル荷重  $\Delta K_H=30, 35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  一定とし、低レベル荷重  $\Delta K_L$  と頻度比を変化させて行った。試験条件を表 3 に示す。なお、同一の  $\Delta K_L$  値に対してはいくつかのき裂長さで複数回測定を行っており、実験の再現性を確認している。

## 3. 試験結果および考察

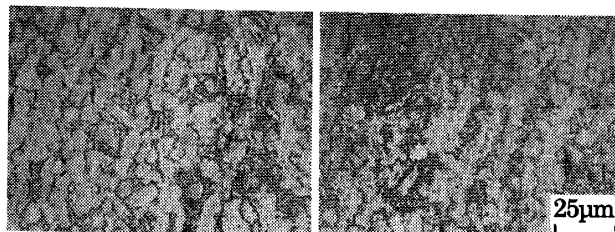
前報<sup>6)</sup>で明らかにしたように、本材の一定振幅荷重下のき裂進展では、荷重レベルによってその破壊機構が異なる。すなわち図 3 に本材の  $da/dn$ - $\Delta K$  関係を模式的に実線で示すが、 $\Delta K < 15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の低  $\Delta K$  領域においては、き裂は等軸  $\alpha$  相または針状  $\alpha$  相コロニーの界

面を進展し、粒界破壊が支配的となる。しかし  $\Delta K > 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  の高  $\Delta K$  領域では粒内破壊が支配的であり、その間の領域では両者の破壊機構が混在する。またそれぞれの破壊機構によってき裂進展抵抗が異なるため、図 3 のように  $da/dn$ - $\Delta K$  関係では、いわゆる Paris 領域で逆 S 字状の折れ曲がりが生じる。そこで 2 段繰返し変動荷重試験における  $\Delta K_H$  は、一定振幅荷重試験では粒内破壊が支配的となる値に設定した。また  $\Delta K_L$  は、粒界き裂進展が支配的になるか、または両破壊機構が混在する領域の  $\Delta K$  値としている。

図 4 に 2 段繰返し変動荷重下の低レベル荷重負荷時におけるき裂進展速度  $(da/dn)_L$  と  $\Delta K_L$  の関係を示す。なお  $(da/dn)_L$  は、次式より求めた。

$$(da/dn)_L = \{ (da/dn) \times (N_H + N_L) - (da/dn)_H \times N_H \} / N_L \quad (1)$$

ここで  $da/dn$  は 2 段繰返し変動荷重試験で実測される平均き裂進展速度であり、 $(da/dn)_H$  は高レベル荷重時



(a) Longitudinal section (b) Transverse section

Fig. 1 Optical micrographs of microstructure.

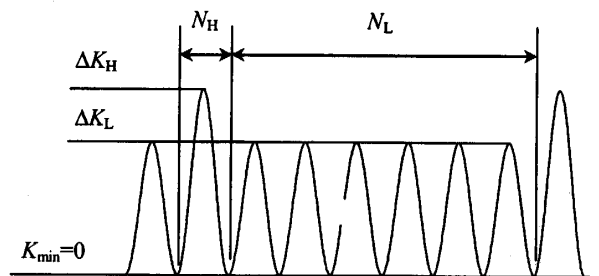


Fig. 2 Repeated two-step loading pattern.

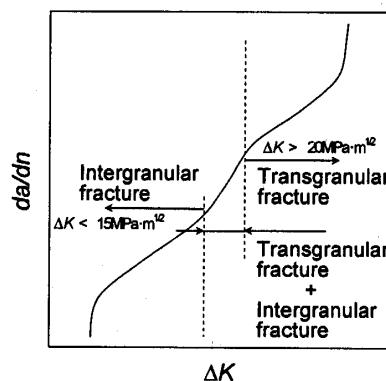


Fig. 3 Schematic illustration of  $da/dn$  -  $\Delta K$  relationship under constant amplitude loading.

Table 1 Chemical composition of material (mass %).

Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
6.22	4.23	0.186	0.005	0.178	0.0040	0.0034	Bal.

Table 2 Mechanical properties of material.

0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ [MPa]	Tensile strength $\sigma_B$ [MPa]	Elongation $\delta$ [%]
900	973	14

Table 3 Test conditions.

Test No.	$\Delta K_H$	$\Delta K_L$	$N_H/N_L$
T30-1	30	13~20	1:100
T30-2	30	13~20	1:1000
T30-3	30	13~15	1:3000
T30-4	30	15	1:10000
T35-1	35	17~20	1:1000
T35-2	35	17	1:10000
T35-3	35	18	1:10000

における  $(\Delta K_{\text{eff}})_H$  と等しい  $\Delta K_{\text{eff}}$  をもつ一定振幅荷重下でのき裂進展速度である。図中には、黒印で  $R=0$  の一定振幅荷重試験結果を併示した。前述のように、荷重レベルによってき裂進展機構が粒界破壊支配型から粒内破壊支配型へと変化するため、一定振幅荷重試験における  $da/dn$ - $\Delta K$  関係の Paris 領域には逆 S 字状の折れ曲がりが存在している。2 段繰返し変動荷重試験では、いずれの試験条件においても一定振幅荷重試験結果と比べ、 $(da/dn)_L$  は遅延していることが分かる。また、頻度比が大きいほど遅延の程度も大きい傾向が見られた。

### 3.1 $\Delta K_H = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の場合

**3.1.1 き裂開閉口挙動** 図 5 に T302 における 1 ブロック中の荷重-引き算変位ヒステリシス計測例を示す。図中の横棒はき裂開閉口点、 $K_{\text{op}}$  を表している。鉄鋼材料<sup>9)</sup>やアルミ合金<sup>10)</sup>など多くの材料で報告されているように、 $K_{\text{op}}$  は 1 ブロックを通じてほぼ一定となっており、他の試験条件でも同様であった。 $K_{\text{op}}$  と  $\Delta K_L$  の関係を一定振幅荷重試験結果とともに図 6 に示す。図中の水平な実線は、 $\Delta K_H = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  と同一  $\Delta K$  値 ( $R=0$ ) を有する一定振幅荷重下でのき裂開閉口点を示している。また半中実印は、それぞれの試験の  $\Delta K_H$  でのき裂開閉口点である。全ての試験条件で 1 ブロック中の  $K_{\text{op}}$  は、低レベル荷重  $\Delta K_L$  と同一  $\Delta K$  値を有する一定振幅荷重下の  $K_{\text{op}}$  と比較して高く、実線近傍の値となった。一般に鉄鋼材料やアルミ合金では、2 段繰返し変動荷重下における  $K_{\text{op}}$  は 1 ブロック中に含まれる高レベル荷重負荷による塑性誘起き裂開口によって定まる<sup>10)</sup>。本材でも同様の挙動が見られ、図 4 における低レベル荷重下でのき裂進展速度  $(da/dn)_L$  の遅延は、 $\Delta K_H$  負荷による塑性誘起き裂開口によって、き裂開閉口点が上昇したためと考えられる。

### 3.1.2 き裂進展速度評価 図 7 に $(da/dn)_L$ と有効応

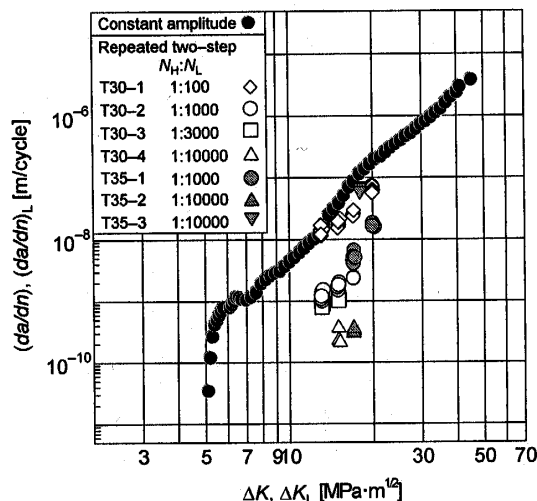


Fig. 4 Relationship between  $(da/dn)_L$  and  $\Delta K_L$ .

力拡大係数範囲  $\Delta K_{\text{eff},L}$  の関係を、一定振幅荷重試験結果とともに示す。なお前述のき裂進展機構の変化により、一定振幅荷重試験結果では  $da/dn$ - $\Delta K_{\text{eff}}$  関係においても逆 S 字状の折れ曲がりが存在する。同図より、き裂進展速度をき裂開閉口挙動を考慮した  $\Delta K_{\text{eff},L}$  で評価

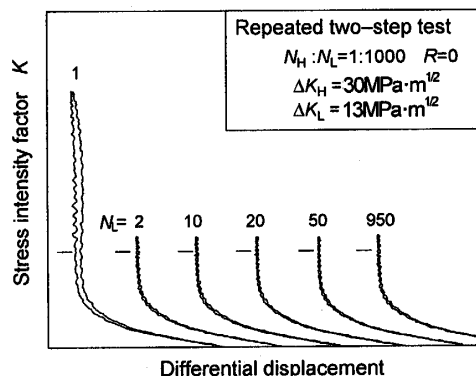


Fig. 5 Load-differential displacement hysteresis (T30-2).

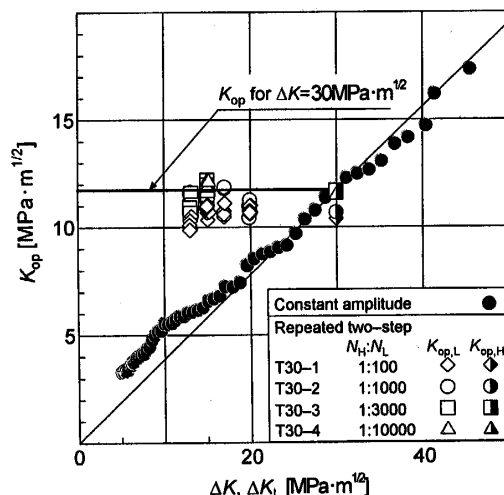


Fig. 6 Relationship between  $K_{\text{op}}$  and  $\Delta K_L$  ( $\Delta K_H = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ).

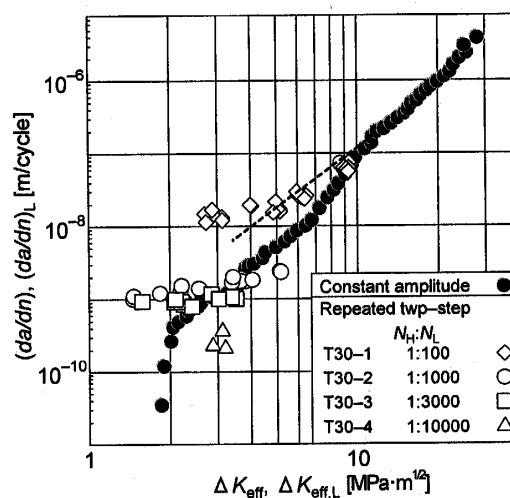


Fig. 7 Relationship between  $(da/dn)_L$  and  $\Delta K_{\text{eff},L}$  ( $\Delta K_H = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ).

しても、2 段繰返し変動荷重下の疲労き裂進展速度は一意的に定まらないことが分かる。すなわち同一  $\Delta K_{eff}$  値で比較すると、◇印で示す T30-1 では  $(da/dN)_L$  は一定振幅荷重試験結果よりも加速側となっている。また T30-2 (○印)、3 (□印) ではほぼ一定振幅荷重試験結果と一致し、低レベル荷重の繰返し数  $N_L$  が最も大きな T30-4 (△印) では遅延側となった。すなわち  $N_L$  が小さい条件では一定振幅荷重試験結果と比較して加速し、頻度比が大きくなるにしたがい遅延側となる傾向が見られる。このように変動荷重下のき裂進展速度が  $\Delta K_{eff,L}$  で一意に決定できない点<sup>6)</sup>は、微視組織の異なる他の Ti-6Al-4V 合金とは異なっている<sup>6)</sup>。なお T30-2, 3 の結果では、変動荷重下における  $\Delta K_{eff,th}$  の消失<sup>6)</sup>が認められた。

図 7 中の破線は、一定振幅荷重試験において粒内破壊が支配的な  $\Delta K_{eff} > 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  における  $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$  関係を低  $\Delta K_{eff}$  側に外挿したものである。 $(da/dN)_L$  が一定振幅荷重試験結果と比較して加速側となっている T30-1 の結果では、き裂進展速度が図中の破線近傍となり、一定振幅荷重下での  $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$  関係における折れ曲がり消失している。前報<sup>6)</sup>の 2 段 2 重変動荷重下の疲労き裂進展挙動では、荷重変動の影響により、一定振幅荷重下では粒界き裂進展が生じるような  $\Delta K_{eff}$  値でも粒内き裂進展が生じることを示した。またそのようにき裂進展機構が変化する結果、 $(da/dN)_L$  を  $\Delta K_{eff}$  で評価すると一定振幅荷重試験結果より加速側となり、 $(da/dN)_L$  は図 6 中の破線とほぼ一致することを報告した。2 段繰返し変動荷重においても、T30-1 の結果が破線と一致することから、2 段 2 重変動荷重試験と同様に荷重変動によって、一定振幅荷重下では粒界破壊が生じる  $\Delta K_{eff}$  値でも粒内破壊が生じていることが推測される。そこで破面観察を行い、荷重変動の影響について検討した。

図 8(a)~(d)に、それぞれ T30-1~4 の  $\Delta K_{eff,L} \approx 3.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  での破面写真を示す。いずれの試験条件においても、破面上には縞模様が観察された。それぞれの破面に見られる縞模様の間隔を実測すると、除荷弾性コンプライアンス法から巨視的に測定される荷重 1 ブロックでのき裂進展量とほぼ一致している。また縞模様の間隔は、本材の平均結晶粒径  $12 \mu\text{m}$  より小さいことから、き裂は結晶粒内を進展したことを示している。一定振幅荷重下では、 $\Delta K_{eff} \approx 3.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  では粒界破壊が支配的である。すなわち 2 段 2 重変動荷重試験と同様に、一定振幅荷重では粒界破壊が生じるような低レベル荷重でも粒内破壊が生じており、き裂進展機構が高レベル荷重の影響により変化していることが分かる。

高レベル荷重負荷によって粒界を超えるすべり変形が生じた結晶粒数個程度の領域がき裂前方に形成され、低レベル荷重下のき裂はそのような粒界を超えるすべり変形によって結晶粒内を進展すると考えられる<sup>6)</sup>。

以上より図 6 で T30-1 の試験結果が破線に一致しているのは、き裂進展機構の変化によって、 $\Delta K_{eff}$  で評価した場合のき裂進展速度が加速したためと考えられる。しかしながら 2 段繰返し変動荷重条件では、き裂進展機構が全ての試験条件で変化しているにもかかわらず

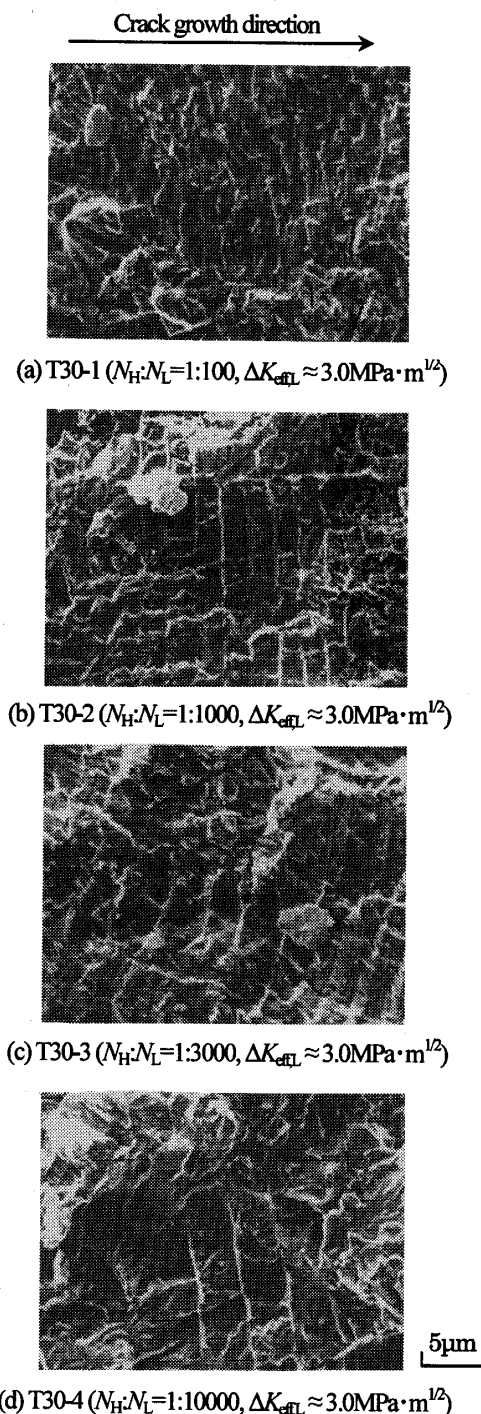


Fig. 8 Fracture surfaces (T30).

らず、図 6 では頻度比が大きくなるにつれて  $(da/dn)_L$  は低下している。

各試験の  $\Delta K_{eff} \approx 3.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  における荷重 1 ブロックでのき裂進展量と、低レベル荷重繰返し数  $N_L$  の関係を図 9 に示す。同図より  $N_L \geq 3,000 \text{ cycles}$  でき裂進展量はほぼ飽和しており、き裂が 1 ブロック中で停留していることを示している。すなわち 2 段繰返し変動荷重下のき裂進展速度は 1 ブロック中で定常ではなく、き裂はある程度進展すると停留する。以上より本材の 2 段繰返し変動荷重下のき裂進展では、き裂進展の遅延を生じさせる①き裂開口点の上昇 (図 6)、②1 ブロック中でのき裂の停留 (図 9) という現象と、加速を生じさせる③き裂進展機構の変化 (図 8) という現象が存在する。この中で①の現象は、他の多くの合金で認められており、③の現象についてはアルミ合金 ZK141-T7 で報告がある<sup>9)</sup>。しかし、②の 1 ブロック中でのき裂の停留は、鉄鋼材料、アルミニウム合金ならびに等軸  $\alpha$  相<sup>10)</sup>あるいは針状  $\alpha$  相コロニー<sup>11)</sup>のみの Ti-6Al-4V 合金を用いて試験条件を広範囲に変化させた場合にでも認められておらず、等軸  $\alpha$ /針状  $\alpha$  相混合組織を有するチタン合金に特有の現象となっている。図 7 の  $(da/dn)_L - \Delta K_{eff,L}$  関係では、T30-1 はき裂進展機構の変化により加速側となっているが、低レベル荷重の繰返し数が増加するにしたがい遅延側となる。これは図 7 では 1 ブロック中の平均き裂進展速度を用いているため、 $N_L$  の最も大きい T30-4 では 1 ブロック中の停留期間が長くなり、遅延側になったと考えられる。

**3.1.3 き裂停留現象** 従来の材料では、荷重変動の影響域は高レベル荷重負荷によって形成される塑性域寸法程度であり、その塑性域寸法内で高レベル荷重が繰返される場合は、1 ブロックでのき裂進展は定常である<sup>12)</sup>。本試験条件では、1 ブロック中で非定常なき裂進展挙動であるき裂停留現象が生じている。そこで 1 ブロック中でき裂が停留するまでのき裂進展量と、塑性域寸法との関連について検討した。まず図 9 より、1 ブロック中で停留が生じるのはき裂が約  $33 \mu\text{m}$  進展した時点である。次に高レベル荷重  $\Delta K_H$  による最大塑性域寸法  $w_p$ 、繰返し塑性域寸法  $w_{p,r}$ 、 $\Delta K_{eff,H}$  による有効繰返し塑性域寸法  $w_{p,eff}$  を算出した結果、それぞれ約  $125, 313, 120 \mu\text{m}$  となった。すなわち停留が生じるまでの 1 ブロックでのき裂進展量は、いずれの塑性域寸法よりも小さく、従来材とは異なり高レベル荷重負荷による塑性域内で非定常なき裂進展挙動が生じている。そこで、き裂停留現象が生じる原因について、以下の検討を行った。

図 10 に、一定振幅荷重試験での折れ曲がりをも有す

る  $da/dn - \Delta K_{eff}$  関係を模式的に実線で示す。また、き裂が低  $\Delta K_{eff}$  領域でも結晶粒内を進展することで、折れ曲がり消失した場合の  $da/dn - \Delta K_{eff}$  関係を破線で示す。ここでは結晶粒内破壊に対する下限値  $(\Delta K_{eff,th})_{gr}$  が、実線の粒界破壊に対する下限値  $(\Delta K_{eff,th})_{int}$  より高いと仮定した。このように仮定することで、き裂の停留現象を以下のように説明できる。すなわち 2 段繰返し変動荷重試験では、荷重変動によってき裂進展機構が変化し、一定振幅荷重下では粒界破壊が生じるような  $\Delta K_{eff}$  値でも粒内破壊が生じる。したがって  $\Delta K_H$  負荷後、き裂先端は結晶粒内に存在している。1 ブロック中のき裂進展によって、き裂先端が高レベル荷重負荷による影響域を抜けた場合、前述のような下限値に関する仮定が成り立てば、粒界き裂進展の場合よりも高い  $\Delta K_{eff}$  値でき裂が停留すると考えられる。しかし  $(\Delta K_{eff,th})_{gr}$  と  $(\Delta K_{eff,th})_{int}$  の大小関係については不明な点があり、また等軸  $\alpha$ /針状  $\alpha$  相混合組織を有するチタン合金でのみき裂停留現象が現れる材料因子についても今後の検討課題である。

**3.2  $\Delta K_H = 35 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  の場合** 本試験条件では T35-2 と T35-3 で頻度比は同じだが、図 4 での遅延の程度は大きく異なり、T35-3 は T35-2 に比べ遅延の程度が著し

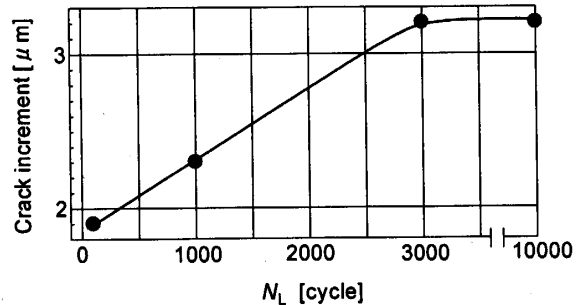


Fig. 9 Crack increment in one block loading ( $\Delta K_{eff} \approx 3.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ).

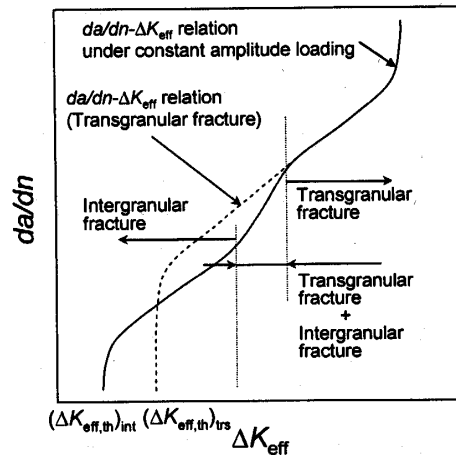


Fig. 10 Schematic illustration of  $da/dn - \Delta K_{eff}$  relationship.

く小さい。また T35-3 でのみ、1 ブロックでのき裂進展量が約 0.6mm と大きく、 $\Delta K_H$  による  $\omega_p$  約 170 $\mu\text{m}$  を越えていた。そこで T35-3 では、高レベル荷重負荷直後からき裂が 0.1mm 進展するごとにき裂進展速度、およびヒステリシスを測定し、1 ブロック中のき裂進展および開閉口挙動についても詳細に検討した。

**3・2・1 き裂開閉口挙動** 図 11 に T35-1, 2 における  $K_{op}$ - $\Delta K_L$  関係を示す。両試験条件とも、 $K_{op}$  は 1 ブロック中で一定であることが確認され、 $\Delta K_H$  から推定される  $K_{op}$  値 (図中実線) とほぼ一致していた。T35-1, 2 に関しては、 $\Delta K_H$  負荷による塑性誘起き裂閉口が開閉点の上昇をもたらす、遅延の原因になったと考えられる。

T35-3 の 1 ブロック中における  $K_{op}$  と  $da/dn$  の変化を図 12 に示す。ここで横軸は荷重変動後のき裂進展量  $\Delta a_L$  である。また上図中の実線は、 $\Delta K_H$  から推定される  $K_{op}$  値を表している。同図より、1 ブロック中で  $K_{op}$  と  $da/dn$  が変化していることが分かる。まず  $K_{op}$  は荷重変動直後に実線と一致しているが、 $\Delta a_L$  が  $\Delta K_H$  による  $\omega_p$  ( $\approx 170\mu\text{m}$ ) を越えると低下し始め、 $\Delta a_L \approx 0.5\text{mm}$  でほぼ定常となった。また  $K_{op}$  の変化に対応し、 $(da/dn)_L$  はき裂進展と共に徐々に上昇している。したがって図 4 で T35-3 の遅延の程度が小さいのは、1 ブロック中で進展速度が定常でないにもかかわらず 1 ブロックの平均き裂進展速度により評価したことも一因と考えられる。しかし図 12 では荷重変動直後における最小のき裂進展速度も  $2.6 \times 10^{-8} \text{m/cycle}$  程度であり、T35-2 と比較すれば遅延の程度は小さい。

**3・2・2 き裂進展速度評価** 図 13 は  $(da/dn)_L$ - $\Delta K_{eff,L}$  関係である。ここで T35-3 は、1 ブロック中で  $K_{op}$  と  $da/dn$  が定常ではないため、1 ブロック中で随時測定した  $\Delta K_{eff,L}$  と  $(da/dn)_L$  をプロットした。T35-2 の  $(da/dn)_L$  は一定振幅荷重試験結果よりも遅延し、T35-3 では加速側となっていることが分かる。また図中の破線は、粒内破壊が支配的な領域の  $da/dn$ - $\Delta K_{eff}$  関係を低  $\Delta K_{eff}$  側に外挿した直線であるが、T35-3 の結果は破線と一致する傾向が見られた。また T35-1 の結果は、一定振幅荷重試験結果とほぼ一致している。

図 14(a)~(c)に T35-1, 2 ( $\Delta K_{eff,L} \approx 3.7 \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) および T35-3 ( $\Delta a_L \approx 0.1\text{mm}$ ,  $\Delta K_{eff,L} \approx 43 \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) の破面写真を示す。T35-1, 2 では、1 ブロックのき裂進展量と対応するように、破面上には結晶粒径以下の間隔で縞模様が観察されるが、頻度比が異なるにもかかわらず、縞模様の間隔は両試験条件でほぼ同一 (約 4.5 $\mu\text{m}$ ) となっている。T35-3 については 1 ブロックでのき裂進展量が大きいために縞模様は観察できないが、平坦な破面が得られた。以上より、いずれの試験条件においても

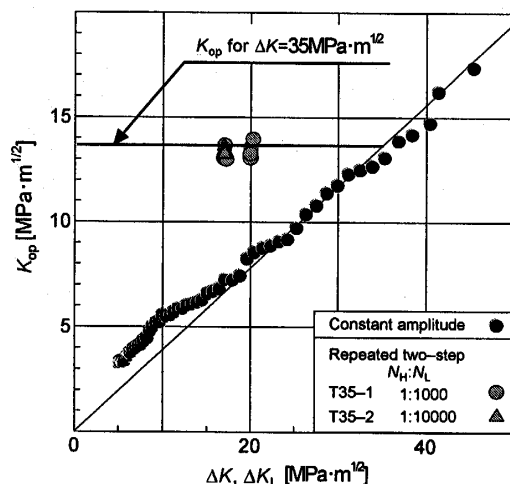


Fig. 11 Relationship between  $K_{op}$  and  $\Delta K_L$  ( $\Delta K_H = 35 \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , T35-1, 2).

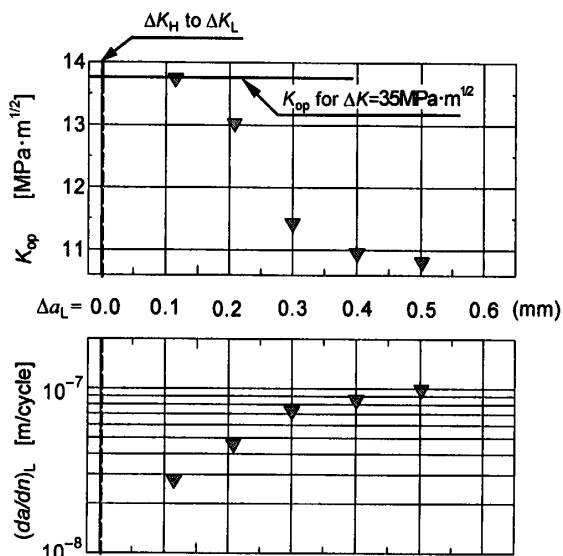


Fig. 12  $(da/dn)_L$  and  $K_{op}$  versus  $\Delta a$  relationship (T35-3).

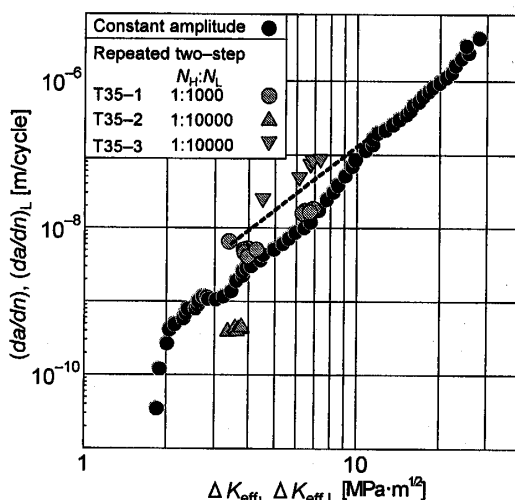


Fig. 13 Relationship between  $(da/dn)_L$  and  $\Delta K_{eff,L}$  ( $\Delta K_H = 35 \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ).

き裂は結晶粒内を進展したことを示している。

前項で示したように、本材の変動荷重下でのき裂進展では低  $\Delta K_{eff}$  域でのき裂進展機構が粒内破壊型に変化するという加速の要因と、開口点の上昇および荷重 1 ブロック中でのき裂の停留という遅延の要因が存在している。本試験条件でも、破面写真からき裂進展機構の変化が確認され、さらに T35-1, 2 の破面写真では頻度比が異なるにもかかわらず 1 ブロックで形成される縞模様の間隔がほぼ同一であることから、1 ブロック中のき裂の停留も生じていたことを示している。すなわち頻度比の大きい T352 では、1 ブロック中の平均き裂進展速度を測定しているために、 $(da/dN)_L - \Delta K_{eff,L}$  関係で一定振幅荷重試験結果より遅延側になったと考えられる。また T35-1 は頻度比が比較的小さいため、遅延の程度も小さい。T353 に関しては、T352 ( $\Delta K_{eff,L} \approx 3.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) に比べて  $\Delta K_{eff,L} (\approx 4.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$  が高く、図 10 で模式的に示した結晶粒内破壊に対する下限値 ( $\Delta K_{eff,th}$ ) よりも  $\Delta K_{eff}$  値が高いためにき裂の停留現象が生じなかったと考えられる。またき裂が粒内を進展するために、 $(da/dN)_L - \Delta K_{eff,L}$  関係ではき裂進展速度が加速している。以上の結果から本材の  $(\Delta K_{eff,th})_{ns}$  値は、3.7 から  $4.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  の間に存在すると推測される。この値は 3.1 項の図 9 で示したように、 $\Delta K_{eff}$  値が  $3.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  で停留現象が生じたことにも対応している。

#### 4. 結 論

等軸  $\alpha$ /針状  $\alpha$  混合組織を有する Ti-6Al-4V 合金を用い、2 段繰返し変動荷重下における疲労き裂進展挙動について検討した。得られた結果を以下に示す。

(1) 2 段繰返し変動荷重下では、1 ブロック中の高レベル荷重負荷による塑性誘起き裂開口によって開口点が増加する。その結果、低レベル荷重下におけるき裂進展速度  $(da/dN)_L$  を  $\Delta K$  で評価した場合、一定振幅荷重下におけるき裂進展速度よりも遅延する。

(2)  $(da/dN)_L$  を  $\Delta K_{eff}$  で評価すると、一定振幅荷重試験結果と比較して加速する場合と、遅延する場合が認められる。

(3) 荷重変動の影響により、一定振幅荷重下では結晶粒界き裂進展が生じる  $\Delta K_{eff}$  値で結晶粒内き裂進展が生じる。このような進展機構の変化により、 $(da/dN)_L - \Delta K_{eff,L}$  関係におけるき裂進展速度の加速が生じる。

(4) 1 ブロック中でき裂は結晶粒内を進展するが、 $\Delta K_H$  による影響域を超えてき裂が進展すると、 $\Delta K_{eff,L}$  値が低い場合にはき裂の停留が生じる。 $(da/dN)_L$  は 1 ブロックの平均き裂進展速度として測定しているため、き裂の停留が生じる場合には  $(da/dN)_L - \Delta K_{eff,L}$  関係におけるき裂進展速度が遅延側となる。一方、 $\Delta K_{eff,L}$  値が粒界き裂進展下限値より高い場合にはき裂の停留が生ず、加速現象のみが現れる。

#### 文 献

- (1) 菅田淳・城野政弘・植松美彦・山本真広・植田博昭, 材料, **47**-3(1998), 273-278
- (2) 戸梶恵郎・小川武史・大矢耕二, 材料, **42**-473(1993), 169-175.
- (3) M.R. Bache and W.J. Evans, Int. J. Fatigue, **23**(2001), S319-S323.
- (4) M. Jono, A. Sugata and Y. Uematsu, ASTM STP 1343 (1999), 265-284.
- (5) Y. Uematsu, A. Sugata and M. Jono, Proc. of the 8th Int. Conf. Mechanical Behavior of Materials (1999), 122-127.
- (6) 植松美彦・菅田淳・谷口直稔・北山義隆・城野政弘, 機論, **71**-708, A(2005), 1160-1166.
- (7) 菊川真・城野政弘・田中健一・高谷勝, 材料, **25**-276(1976), 899-903.
- (8) 菊川真・城野政弘・近藤良之, 材料, **28**-313(1979), 946-952.
- (9) 城野政弘・宋智浩・菅田淳, 材料, **34**-385(1985), 1193-1199.

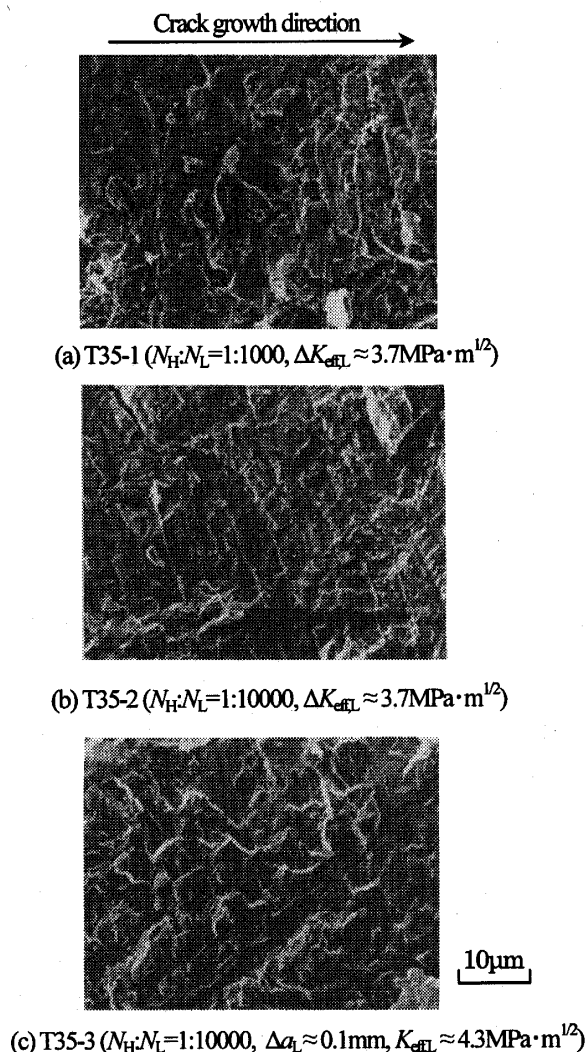


Fig. 14 Fracture surfaces (T35).