純チタンの疲労き裂進展特性[†]

小 川 武 史* 戸 梶 恵 郎* 亀 山 宜 克**

Fatigue Crack Growth Characteristics of Pure Titanium

by

Takeshi OGAWA*, Keiro TOKAJI* and Yoshikatsu KAMEYAMA**

The characteristic of fatigue crack growth was investigated in pure titanium specimens with two different grain sizes of $27\mu\text{m}$ (fine grain) and $70\mu\text{m}$ (coarse grain). Two types of fatigue crack growth tests, i.e. the stress ratio R -constant and maximum stress intensity factor K_{max} -constant tests, were carried out in laboratory air at room temperature. Based on the crack closure measurements, it was found that the crack growth rate was a unique function of effective stress intensity range ΔK_{eff} independent of grain size and stress ratio. The transition in crack growth occurred at approximately constant values of ΔK_{eff} ($10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ and $5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) in both fine- and coarse-grained materials. Fracture surface examination revealed that the transition behaviour was attributable to the change of crack growth mechanism which is related with crack growth resistance, fracture surface roughness and crack branching. The crack growth rate obtained in the K_{max} -constant tests was compared with those of the other structural materials such as steels, a nodular cast iron and an aluminum alloy.

Key words : Fatigue, Pure titanium, Grain size, Crack growth, Crack closure, Growth mechanism, Fracture surface roughness

1 緒 言

チタンは耐食性や比強度などの優れた性質を有しており、その使用量は増加しつつある。わが国におけるチタンの需要は、ほとんどが工業用純チタンであり、主として化学工業用の耐食材料として用いられている。純チタンは構造材料としても使用可能な強度を有しており、疲労き裂進展特性を把握しておくことも重要である。しかし、下限界特性を含む純チタンのき裂進展特性については、必ずしも十分なデータが蓄積されているとは言えない。^{1)~4)}

本研究では、2種類の結晶粒径に調整した工業用純チタンを用いて、疲労き裂進展特性を調べた。き裂開閉口の測定や破面観察に基づき、き裂進展機構に検討

を加えた。また、他の構造部材のき裂進展特性とも比較した。

2 材料および実験方法

供試材は工業用純チタン TP35H (板厚 10mm) で、その化学成分を Table I に示す。試験片は幅 $W=50.8\text{mm}$ 、厚さ $B=8\text{mm}$ の CT 試験片である。機械加工後、試験片表面をエメリー紙で研磨した後、結晶粒径を調整するために、 $700^\circ\text{C}\cdot 1$ 時間および

Table I. Chemical composition of pure titanium.
(wt %)

H	O	N	Fe	Ti
0.0005	0.101	0.005	0.066	bal.

(a) Fine grain.

(b) Coarse grain.

Fig. 1. Microstructure of materials.

[†] 原稿受理 昭和63年10月15日 Received Oct. 15, 1988

* 正 会 員 岐阜大学工学部 岐阜市柳戸, Faculty of Engineering, Gifu University, Yanagido, Gifu

** 岐阜大学大学院 岐阜市柳戸, Graduate Student, Gifu University, Yanagido, Gifu

Table II. Mechanical properties of materials.

Grain size d μm	0.2 % proof stress $\sigma_{0.2}$ MPa	Tensile strength σ_B MPa	Breaking strength on final area σ_r MPa	Elongation ϕ %	Reduction of area ϕ %	Young's modulus E MPa
27	284	411	736	39	60	1.07×10^5
70	290	390	689	35	59	1.10×10^5

850°C・1時間の2種類の真空焼なましを施し実験に用いた。これらの熱処理によって得られた組織の顕微鏡写真を Fig. 1 に示す。平均結晶粒径はそれぞれ 27 μm および 70 μm であり、以後前者を細粒材、後者を粗粒材と呼ぶことにする。熱処理後の機械的性質を Table II に示す。

用いた試験機は、容量 14.7kN の電気油圧式サーボ疲労試験機で、実験は室温大気中、繰返し速度 10Hz で行った。

疲労き裂進展試験は、応力比 $R=0.05$ 、応力拡大係数幅 $\Delta K=10.0\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 一定で、疲労予き裂を切欠き底から約 3mm 導入した後、ASTM 規格に従って、 $R=0.05$ のもとで ΔK 漸減および ΔK 漸増試験を行った。また、 $R=0.05$ 、 $\Delta K=19\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 一定で、疲労予き裂を導入した後、最大応力拡大係数 $K_{\text{max}}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 一定の ΔK 漸減試験も行った。

き裂開閉口挙動は、背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法により測定した。

3 実験結果および考察

3・1 き裂進展挙動とき裂開閉口挙動

Fig. 2. Relationship between crack propagation rate and stress intensity range.

応力比 $R=0.05$ 一定の ΔK 漸減および ΔK 漸増試験により得られたき裂進展速度 da/dN - ΔK 関係、および K_{max} 一定試験により得られた da/dN - ΔK 関係を Fig. 2 に示す。 da/dN - ΔK 関係は細粒材および粗粒材ともに両対数直線関係とならず、明りょうな折れ曲がりを示す。 R 一定試験の場合、 $\Delta K \geq 10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ では両材の da/dN は一致するが、 $\Delta K < 10\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ では粗粒材の方が幾らか遅い進展速度を示す。この差は、後掲の Fig. 4 からわかるように、き裂開閉口挙動の相違に起因している。低 ΔK 領域における両材の da/dN の差異は小さいが、 da/dN の結晶粒径依存性は一般に他の材料で観察されている下限界近傍の結晶粒径依存性と同様の現象であると考えられる。なお、下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} は両材とも約 $3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、差異は認められない。き裂開閉口の測定結果を用いて、Fig. 2 の R 一定試験の結果を有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} で整理し、Fig. 3 に示す。低 ΔK 領域で存在した細粒材と粗粒材の差は消失し、両材の da/dN - ΔK_{eff} 関係は一致する。しか

Fig. 3. Relationship between crack propagation rate and effective stress intensity range.

し、き裂進展曲線の折れ曲がりとは、Fig. 2 の場合よりもやや緩和されたものの依然として認められる。

一方、 $K_{\max}$ 一定試験の $da/dN-\Delta K$ 関係は細粒材と粗粒材で完全に一致している。この試験では ΔK の漸減にともなう、応力比が上昇する。細粒材で $R > 0.26$ ($\Delta K < 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)、粗粒材で $R > 0.34$ ($\Delta K < 13 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) でき裂閉口は消失 ($\Delta K = \Delta K_{\text{eff}}$) している。Fig. 3 の $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係を Fig. 2 に実線で示したが、 $K_{\max}$ 一定試験の $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係とよく一致している。これらの結果から、き裂閉口を除外したき裂進展挙動 ($da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係) は、結晶粒径や応力比に依存しないことがわかる。

3・2 き裂進展機構の移行

鉄鋼材料の $da/dN-\Delta K$ 関係が両対数直線関係を示すいわゆる領域Ⅱの進展速度領域において、アルミニウム合金のき裂進展曲線は折れ曲がりを生じることが城野らによって指摘されている。⁶⁾ 3・1 に述べたとおり、純チタンの場合にも同様な折れ曲がりを示す。ここでは、彼らの表記法に従って、Fig. 3 に示すように定義する。すなわち、低 ΔK_{eff} における折れ曲がり点 (遷移点) を T_A 、高 ΔK_{eff} における遷移点を T_B とし、 T_A 以下を領域Ⅱ_A、 T_B 以上を領域Ⅱ_B、その間を領域Ⅱ_{A-B} とする。細粒材および粗粒材のいずれの場合にも、 T_A の ΔK_{eff} の値は約 $5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、 T_B は $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ である。このようなき裂進展曲線の折れ曲がりに対応して、き裂閉口挙動にも同様な変化が認められる。Fig. 4 は $K_{\text{op}}/K_{\max}$ (K_{op} : き裂閉口応力拡大係数) を ΔK_{eff} に対して表したものである。図よりき裂進展曲線とはほぼ同じ ΔK_{eff} で挙動の変化を生じていることがわかる。すなわち、領域Ⅱ_B の $K_{\text{op}}/K_{\max}$ は低く、 ΔK_{eff} の増加に伴い漸減する傾向を示す一方、領域Ⅱ_{A-B} では ΔK_{eff} の低下に伴って急激に上昇する。また、 T_A 以下の領域Ⅱ_A では、 $K_{\text{op}}/K_{\max}$ の上昇の程度は小さくなる。なお、領域Ⅱ_A および領

域Ⅱ_{A-B} では、粗粒材の K_{op} が細粒材よりも幾分高く、Fig. 2 に示した低 ΔK 領域における両材の $da/dN-\Delta K$ 関係の相違は、前述したようにこれらの領域の K_{op} の相違に起因している。

ところで、純チタンのき裂進展曲線に折れ曲がりが生じること、Robinson らによっても報告されており、¹⁾ 彼らは $35 \sim 230 \mu\text{m}$ の平均結晶粒径の材料の $da/dN-\Delta K$ 関係が、一定の進展速度域で折れ曲がることを指摘している。折れ曲がりが生じる進展速度域は、本研究とはほぼ一致している。き裂閉口の測定は行われていないが、本研究の結果を考慮すれば、やはり一定の ΔK_{eff} で折れ曲がりが生じていると考えられる。

以上のようにき裂進展曲線の折れ曲がりとは、結晶粒径に依存せず一定の ΔK_{eff} で生じる。

Fig. 5 (細粒材) および Fig. 6 (粗粒材) に、 $K_{\max}$ 一定試験における試験片厚さ中央部の破面の走査電子顕微鏡写真を示す。両材ともに、Fig. (a) の下限界近傍では、無特徴な粒内および粒界ファセットに覆われている。ファセット寸法は結晶粒径に依存しており、粗粒材のファセットは細粒材よりもかなり大きい。Fig. (b) および Fig. (c) から明らかなように、ファセット破面率は ΔK_{eff} の増大に伴って減少し、Fig. (b) の T_B 近傍では、ほとんど認められなくなり、結晶粒単位の溝状の破面が出現する。以上のように、破面は ΔK_{eff} の変化に伴って異なる様相を呈し、純チタンの場合、き裂進展の全領域を通じて組織の影響を強く反映したものとなっている。なお、結果は省略するが、 R 一定試験の破面様相の ΔK_{eff} に対する変化は、 $K_{\max}$ 一定試験と同様であった。⁷⁾

破面粗さを定量的に把握するために、 $K_{\max}$ 一定試験を行った試験片の厚さ中央断面において、き裂進展経路長さ a^* を測定した。 a^* の測定は、き裂経路を荷重軸と垂直な直線へ投影した一定長さ l ($=540 \mu\text{m}$)

Fig. 4. Crack closure behaviour.

に対して行った. a^*/l と ΔK_{eff} との関係を Fig. 7 に示す. a^*/l の値が大きいくほど破面粗さが大きいと考えられる. Fig. 5 (a) および Fig. 6 (a) に示したファセット状の破面様相に対応する下限界近傍の a^*/l 値は小さいが, ΔK_{eff} の増加に伴って増大し, 領域 II_{A-B} で極大となる. さらに ΔK_{eff} が増加すると, T_B に達するまでに a^*/l 値は低下し, ファセットの見られない領域 II_B ではほぼ一定となる. すなわち, 破面粗さはファセット破面率が低下する過程において極大となることがわかる.

断面の観察において, 上記の a^*/l 値が極大となる部分には Fig. 8 に示すようなき裂の分岐が認められ, 破面粗さの増大に寄与している. そこで, き裂分岐とファセットに着目して, 破面を詳細に観察した. その結果, 無特徴なファセットと粒内破壊の境界において, き裂分岐が多く発生し, その部分でき裂の経路が屈曲していた. 一例として, Fig. 5(c) の白枠部分の高倍率電子顕微鏡写真を Fig. 9(a) に, その A-A' 断面の形状

をステレオ観察法⁸⁾によって求めた結果を Fig. 9(b) に示す. これらの観察結果から, ファセット破面率が低下する過程において破面粗さが極大となることは, このようなき裂分岐の発生に起因している.

き裂進展経路が屈曲すると, 屈曲のない Mode I のき裂に対して, 応力拡大係数は低下する. また, き裂進展経路長さの増大により, 見かけの進展速度よりも経路に沿った進展速度は高い. ジグザグなき裂を仮定すると, これらは近似的に次式で与えられる.

$$\Delta K_j = \cos^2(\theta/2) \cdot \Delta K_I \quad (1)$$

$$(da/dN)_j = 1/\cos(\theta) \cdot (da/dN)_I \quad (2)$$

ここで, θ は荷重軸に垂直な面とき裂面との角度, ΔK_I および $(da/dN)_I$ は Mode I のき裂に対する ΔK および da/dN , ΔK_j はジグザグなき裂の有効な ΔK , $(da/dN)_j$ は経路に沿ったき裂進展速度である. Fig. 7 の結果を図中の実線で近似し, その値から θ を求め, K_{max} 一定試験の結果を式 (1) および式 (2) によって補正した. その結果を Fig. 10 に示す. ただし, 図では

Fig. 5. Fractographs in fine grained material.

Fig. 6. Fractographs in coarse grained material.

結果を ΔK_{eff} で表示した。すなわち、3・1 で述べたように K_{max} 一定試験では $\Delta K < 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (細粒材) および $13 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (粗粒材) の結果は $\Delta K = \Delta K_{eff}$ であるが、これらの ΔK 以上ではき裂閉口を生じてい

Fig. 7. Dependence of fracture surface roughness on effective stress intensity range.

たから、この場合き裂閉口の測定結果から ΔK_{eff} を求めている。中実印で示した補正後の結果では、進展曲線の折れ曲がり緩和されており、破面粗さの変化がこの挙動の主な原因と考えられる。しかし、折れ曲がり完全には消失していない。この理由としては、Fig. 7 の定量的な妥当性および破面粗さの増大の原因であるき裂分岐そのものの影響が考えられる。

以上の結果から、き裂進展機構の遷移は下限界近傍から T_B まで連続的に生じており、無特徴なファセットの破面率の低下過程においてき裂分岐が顕著となって破面粗さが極大となる。純チタンの場合、き裂分岐およびそれに伴って生じる破面粗さの変化がき裂進展曲線の折れ曲がりの原因であると考えられる。

3・3 他の材料との比較

本研究で得られた純チタンの疲労き裂進展特性を低炭素鋼 S10C¹⁰⁾、高張力鋼 HT60¹⁰⁾、低合金鋼 SFVQ1A¹¹⁾、球状黒鉛鋳鉄 FCD45¹²⁾、およびアルミニウム合金 7075-T6¹³⁾ と比較した。Fig. 11 に各材料の K_{max} 一定試

Fig. 8. Branching cracks seen near T_A ($\Delta K_{eff}=5.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

験で得られた da/dN - $\Delta K/E$ (E : 縦弾性係数) 関係を示す。いずれの場合にも、き裂閉口が認められない実験結果のみを示しており、 $\Delta K/E$ は $\Delta K_{eff}/E$ にほかならない。図中の実線は $da/dN > 10^{-7} \text{ mm/cycle}$ の全データの回帰直線であり、次式で与えられる。

$$da/dN = 2.66 \times 10^9 (\Delta K/E)^{3.37} \quad (3)$$

(da/dN : mm/cycle, ΔK : $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, E : MPa)

破線は式(3)の2倍および1/2倍の da/dN の範囲を表しているが、ほとんどのデータ点はこの範囲内に存在する。したがって、き裂閉口の関与しないき裂進展特性は、下限界近傍に至るまで E が支配材料因子となっている。なお、純チタンのき裂進展曲線に折れ曲がり認められる $10^{-6} \sim 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ では、前述した破壊機構の遷移により da/dN が低下し、他の材料との差異は大きくなる。

4 結 言

本研究では、2種類の結晶粒径に調整した工業用純チタンを用いて、疲労き裂進展特性を調べた。き裂閉

閉口の測定や破面観察に基づき、き裂進展機構に検討を加えた。また、他の構造材料のき裂進展特性とも比較した。得られた主な結果は、以下のとおりである。

(1) $R=0.05$ 一定試験の場合、下限界近傍の da/dN は細粒材の方が粗粒材よりも幾分高い。しかし、 ΔK_{eff} によって整理すれば、両者は完全に一致し、しかも K_{max} 一定試験の da/dN - $\Delta K (= \Delta K_{eff})$ 関係とも一致する。すなわち、き裂閉口の関与しないき裂進展特性は、結晶粒径や応力比に依存しない。

(2) da/dN - ΔK_{eff} 関係は両対数直線関係とならず、折れ曲がりが生じる。折れ曲がりとは結晶粒径によらず

Fig. 9. Fracture surface appearance with branching cracks in fine grained material.

Fig. 10. Crack growth characteristics taken into account fracture surface roughness.

Fig. 11. Correlation of crack propagation rate with stress intensity range normalized with respect to elastic modulus in $K_{\max}$ constant test.

一定の ΔK_{eff} で生じ、それに対応してき裂開閉口挙動も変化する。

(3) (2) の挙動は、き裂分岐およびそれに伴って生じる破面粗さの変化に起因している。

(4) $K_{\max}$ 一定試験で得られたき裂閉口の関与しないき裂進展特性は、 $\Delta K/E$ で整理すると他の構造材料とほぼ一致する。

本研究の遂行にあたり、有益な助言と討論を頂いた岐阜大学工学部・加藤容三教授、および卒業研究として実験に協力された亀崎将孝君に謝意を表する。

(昭和63年5月26日 日本材料学会第37期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) J. L. Robinson and C. J. Beevers, Metal Sci. J., 7, 153 (1973).
- 2) C. J. Beevers, Metal Sci., 11, 362 (1977).
- 3) N. Walker and C. J. Beevers, Fatigue Engng Mater. Struct. 1, 135 (1979).
- 4) 高尾健一, 松本耕二, 西谷弘信, 日本機械学会論文集, A-51, 450 (1985).
- 5) 例えば, R. O. Ritchie, Int. Met. Reviews, 5-6, 205 (1979).
- 6) 城野政弘, 宋 智浩, 三上省二, 大垣雅由, 材料, 33, 468 (1981).
- 7) 戸梶恵郎, 小川武史, 亀山宜克, 第37期日本材料学会学術講演会前刷, 40 (1988).
- 8) 小川武史, 戸梶恵郎, 日本機械学会論文集, A-54, 2188 (1988).
- 9) S. Suresh, Met. Trans., 14A, 2375 (1983).
- 10) 小川武史, 戸梶恵郎, 越智 聡, 日本機械学会論文集, A-52, 399 (1986).
- 11) 小林英男, 小川武史, 中村春夫, 中沢 一, 日本機械学会論文集, A-50, 309 (1984).
- 12) 小川武史, 小林英男, 小出孝道, 中沢 一, 米谷榮二, 日本機械学会論文集, A-51, 1660 (1985).
- 13) 戸梶恵郎, 小川武史, 亀山宜克, 材料, 38, 1019 (1989).