

微小疲労き裂伝ばの支配力学パラメータに関する検討

藤田 和孝* 小寺沢 良一** 谷本 昇*

Investigation on Correlating Mechanics Parameters of Short Fatigue Crack Growth

by

Kazutaka FUJITA*, Ryoich KOTERAZAWA** and Noboru TANIMOTO*

* Department of Mechanical Engineering, Ube National College of Technology,
Tokiwadai, Ube 755, Japan

** Institute of Engineering Mechanics, University of Tsukuba, (now retired)
Tennoudai, Tsukuba 305, Japan

Abstract: Short fatigue crack growth tests under a large variety of stress amplitude values with 0.15% C steel and Ti-6Al-4V alloy were carried out to study the validity of the previously proposed correlating mechanics parameters of the short crack growth. The cyclic J integral range which correlated the growth of both short and long cracks under both small and large scale yielding conditions was the best parameter. The parameter $\sigma_a^n \cdot 2b$ (σ_a ; stress amplitude, $n \cong 8$, $2b$; surface crack length) correlated the growth of short cracks under large scale yielding. Effective range of the stress intensity correlated the growth of shorter cracks under larger stress amplitude values than the stress intensity range. Stress intensity range for the effective crack length correlated the growth of both short and long cracks independent of the yielding conditions, when the crack growth rate was small.

Key words: Fatigue, Surface crack, Short crack, Crack growth, Fracture mechanics, Crack closure, J -integral

1 緒 言

短い疲労き裂の伝ば寿命は全伝ば寿命中で大きな割合を占めるため、き裂を有する部材の寿命予測上、これを支配する力学パラメータを明らかにすることが重要であり、盛んに研究が行われてきている^{[1]-[10]}。現在までに提案されている破壊力学パラメータとしては線形弾性破壊力学パラメータである ΔK ^[5]あるいは ΔK_{eff} ^{[6]-[8]}、弾塑性破壊力学パラメータである J 積分範囲 ΔJ ^{[1][8][9]}がある。また微小き裂の伝ば挙動から求められた実験的パラメータとしては $\sigma_a^n \cdot 2b$ (σ_a ; stress amplitude, $n \cong 8$, $2b$; き裂長さ)^[10]と、実際のき裂長さに仮想的なき裂長さを加えて求める ΔK ^[3]が挙げられる。これらの力学パラメータは主に個々に限られた実験条件において検討されており、同一実験データを種々の力学パラメータと関係付け、それらの有効性を適用範囲とともに比較検討した報告は少ない。

ここでは、0.15% C 鋼焼きならし材を主とし、構造部材としての利用が増えつつある Ti-6Al-4V 合金焼きならし材も一部用いて、疲労き裂伝ば下限界応力 σ_{th} が K_{th} 一定から決まる長いき裂から結晶粒オーダーの微視き裂

の範囲にわたる微小なき裂について、 σ_{th} 直上の小さい応力から平滑材の疲労限 σ_w よりも大きい応力まで負荷する広範囲な応力条件下で伝ば実験を行い、上記各力学パラメータの有効性を適用範囲とともにまとめて検討する。

2 試験方法

供試材は 0.15% C 鋼焼きならし材 (S15C, 降伏応力 258 MPa, 引張強さ 436 MPa) と Ti-6Al-4V 合金焼きならし材 (日本材料学会疲労部門委員会組織構造分科会共通資料, 0.2% 耐力 872 MPa, 引張強さ 951 MPa)^[11]である。試験片形状を Fig. 1 に示す。微視き裂用 (き裂長さ測定範囲: 炭素鋼約 10 μm ~ 3 mm, Ti 合金約 10 μm ~ 2 mm) には同図 (a) を、小き裂用 (き裂長さ測定範囲: 炭素鋼約 150 μm ~ 8 mm, Ti 合金約 1.5 ~ 8 mm) には同図 (b) を用いた。炭素鋼の微視き裂用試験片は機械加工後真空焼きならし (600 $^{\circ}\text{C}$ 1 時間) を行い、最後に表面を約 25 μm 電解研磨し、Ti 合金の微視き裂用試験片は機械加工後、表面を約 100 μm 電解研磨し、それぞれ鏡面に仕上げた。炭素鋼の小き裂用試験片は機械加工後 # 1200 までエメリー紙で研磨後、真空焼きならし (600 $^{\circ}\text{C}$ 1 時間) を行い、さらに # 2000 までエメリー紙で仕上げ、最後にき裂発生箇所としてドリル穴 ($\phi 0.05 \text{ mm}$),

* 宇部工業高等専門学校機械工学科

** 元筑波大学構造工学系

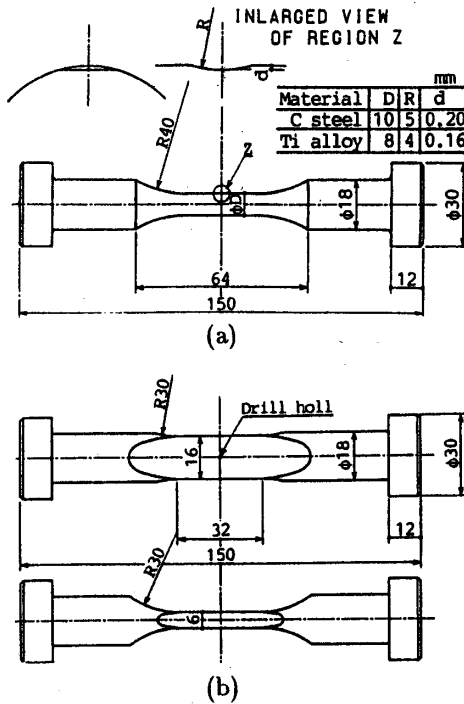


Figure 1: Configuration of specimens.

(a) Specimens for microscopic surface crack propagation tests.

(b) Specimens for small surface crack propagation tests.

深さ 0.05mm) を加工した。Ti合金の小さき裂用試験片は機械加工後 # 2000 までエメリー紙で仕上げ、最後にき裂発生箇所としてドリル穴 (φ0.5mm, 深さ 0.3mm) を加工した。試験は電気油圧サーボ式引張圧縮疲労試験機 (49kN) を用い、完全両振り応力下で行った。き裂長さの測定は、き裂進展量が少ない場合にはレプリカを採り、それを金属顕微鏡 (500 倍) で、き裂が長く進展量も多い場合には移動望遠顕微鏡 (80 倍) で行った。き裂開閉口挙動の測定は、炭素鋼の小さき裂用試験片において、表面のき裂先端前方に貼付したひずみゲージ出力を用いるコンプライアンス法^[12]により行った。

3 試験結果と検討

3.1 破壊力学パラメータ

(1) 応力拡大係数幅 ΔK

疲労き裂伝ば速度 (db/dn ; 表面き裂の試験片表面方向伝ば速度, da/dn ; 同深さ方向伝ば速度) と応力拡大係数幅 ΔK の関係を Fig. 2, Fig. 3 に示す。表面き裂の ΔK の評価には、試験片断面形状が矩形の場合には Newman-Raju の式^[13] を、また円形の場合には K の計算式が無い場合試験片断面形状が矩形の場合の同一応力振幅下の $db/dn - \Delta K$ 関係と良い一致を示した $\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi b}$ ($\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$) をそれぞれ用いた。Fig.2 は炭素鋼の結果であり、応力振幅が 105MPa 以下

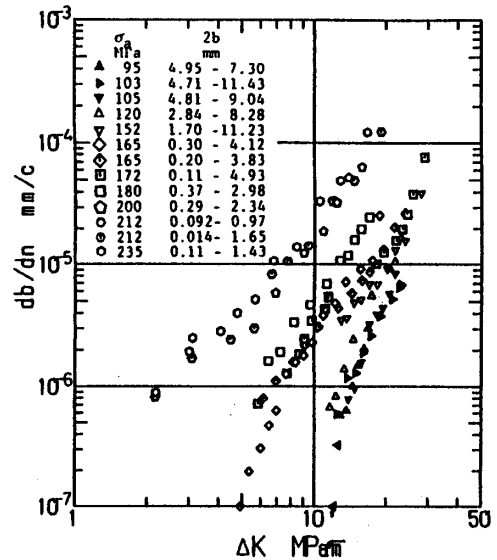


Figure 2: Crack growth rates as a function of ΔK in 0.15%C steel.

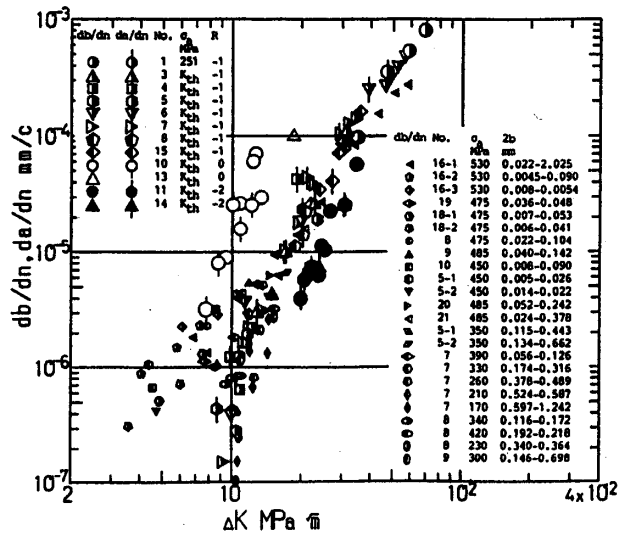


Figure 3: Crack growth rates as a function of ΔK in Ti-6Al-4V alloy.

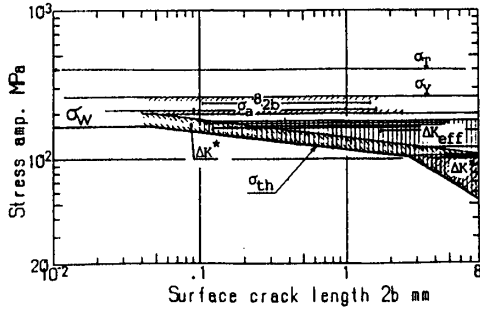


Figure 4: Fatigue daigram for 0.15%C steel.

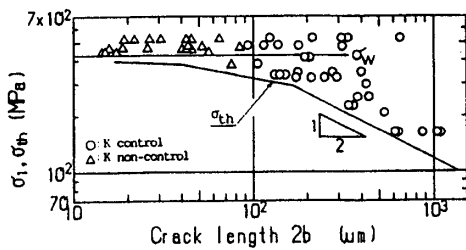


Figure 5: Fatigue daigram for Ti-6Al-4V alloy.

($\sigma_a/\sigma_y \leq 0.4$) においてデータ点 (黒塗三角印) は幅の極めて狭い一つの帯域内にあり、き裂伝ば速度が ΔK により一義的に表される。この領域を応力とき裂長さで示す Fig. 4 の疲労線図上に \parallel で示す。 ΔK の最小適用き裂長さは、 $\sigma_{th}^1 < \sigma_a \leq 105MPa$ より、 $2b \approx 2.7mm$ となる。 σ_a が $120MPa$ 以上では、同一 ΔK 値に対する db/dn は σ_a が大きくなるほど速くなっている。

Fig.3 は Ti 合金の結果であり、短いき裂の db/dn (小さい印) は、長いき裂に低応力を負荷して得られた db/dn [半黒塗り (完全両振り) の大きい印] が ΔK により一義的に表される帯域よりも、高い値を示し、き裂が長くなると同帯域と一致している。この帯域と一致する結果と一致しない結果をそれぞれ ΔK 支配、非 ΔK 支配とし、 Fig. 5 の疲労線図に丸印と三角印でそれぞれ示す。Ti 合金については本研究における試験応力の上限 ($\sigma_a/\sigma_y = 0.6$) においても、き裂が長い場合には ΔK 支配を示した。 ΔK 支配、非支配の境界は、 K_{th} によって決まる勾配 $-1/2$ の σ_{th} ^[11] 線の延長上にあり、本研究の試験条件範囲における ΔK の最小適用き裂長さは約 $100\mu m$ である。 ΔK の最小適用き裂長さは、従来結晶粒径 d の 10 倍程度になるという報告 ^[14] があるが、本研究で用いた炭素鋼では $2b \approx 2.7mm$ であり結晶粒径 $d (= 18\mu m)$ の約 150 倍、Ti 合金では $2b \leq 100\mu m$ であ

¹ σ_{th} は、 σ_w より約 1 割大きい応力で入れた予き裂に、 5×10^5 回繰返し負荷した場合の平均き裂伝ば速度が $2 \times 10^{-9} mm/c$ となる応力値として求めた。

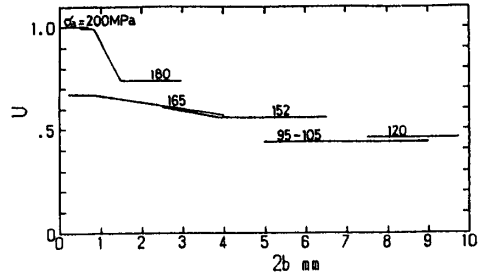


Figure 6: Crack opening ratio U as a function of surface crack length $2b$ and stress amplitude σ_a in 0.15%C steel.

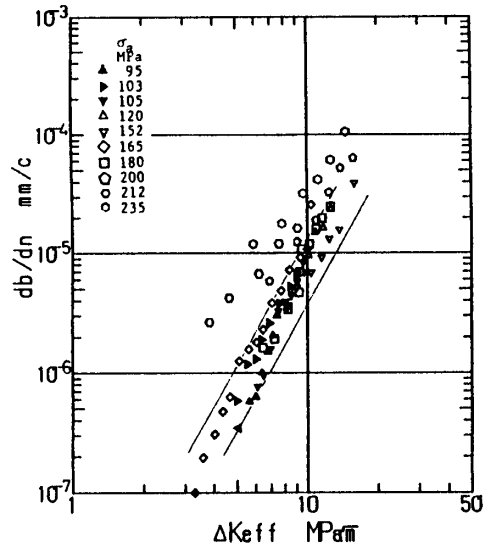


Figure 7: Crack growth rates as a function of ΔK_{eff} in 0.15%C steel.

り $d (= 3.5\mu m)$ の約 30 倍以下となり、これと一致しない。この原因は、き裂伝ばに及ぼす微視組織の影響は無視できても、次項で示すようにき裂開閉口挙動が低応力下の巨視き裂と異なるためである。

(2) 有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff}

炭素鋼において求めたき裂開口比 $U (= (P_{max} - P_{op}) / (P_{max} - P_{min}), P_{op}$; き裂開口応力) と $2b$ の関係を Fig. 6 に示す。 U 値は ΔK 支配を示した $\sigma_a \leq 105MPa$ 以下では応力とき裂長さによらず一定値を示しているが、 $\sigma_a \geq 120MPa$ では応力の増加とともに、また $\sigma_a \geq 152MPa$ で $2b \leq 4mm$ では応力の増加およびき裂長さの減少とともに大きくなっている。

U 値より有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{eff} (= U \times \Delta K)$ を求め、 db/dn との関係を Fig. 7 に示す。 $\sigma_a \leq 180MPa$ ($\sigma_a/\sigma_y \leq 0.7$) の結果は、 ΔK 支配を示した $\sigma_a \leq 105MPa$ ($\sigma_a/\sigma_y \leq 0.4$) の結果 (黒塗三角印) とほぼ一致し、実線で示した比較的狭い一つの帯域 (約 3 倍) 内にある。これは Fig.6 で見られたようにき裂が短く応

力が大きい場合にはき裂が長く応力が低い場合と比べて U 値が大きくき裂開閉口挙動が異なるためであり、これを考慮した ΔK_{eff} を用いれば、 ΔK 支配を示したき裂が長く応力が小さい場合と比べて、き裂が短く応力がやや大きい場合まで、き裂伝ば速度が一義的に表される。同様な結果が城野ら^{[6][7]}、戸梶ら^[8]によって報告されている。き裂が短く応力が大きい場合に U 値が大きくなるのは、発生直後の短いき裂ではき裂縁に沿った塑性域が未発達で塑性誘起き裂閉口が小さいこと^[6]が、またき裂が短く応力が大きい場合にはき裂周囲の塑性変形が長いき裂と異なり、周囲の弾性域の拘束が小さくなること^[8]が指摘されている。

ΔK_{eff} の最小適用き裂長さは、き裂伝ば速度を評価した最小き裂長さ ($2b \approx 0.1\text{mm}$, 約 6 結晶粒径) 以下であり、また城野ら^[7]の A7075-T6, A5083-0, HT80, S35C 材の三角形試験片を用いた両振り平面曲げ応力下のき裂伝ば試験結果においては約 $30\mu\text{m}$ になることが報告されている。き裂開閉口を考慮した ΔK_{eff} の最小適用き裂長さは、 ΔK の場合と比べてこのように極めて短く、き裂回りの材料が等方均質な連続体として扱える数結晶粒径程度と考えられる。

$\sigma_a \geq 200\text{MPa}$ ($\sigma_a/\sigma_y \geq 0.8$) においては、 ΔK_{eff} 線図においても σ_a が大きくなるほど db/dn が速くなっている。これは、応力が大きい大規模降伏状態となり、線形破壊力学パラメータが適用できなくなったものと考えられる。

(3) 繰返し J 積分幅 ΔJ

ΔK_{eff} によっても db/dn を一義的に表すことができなかった σ_a が大きい場合 ($\sigma_a \geq 200\text{MPa}$) について、弾塑性破壊力学パラメータである繰返し J 積分幅 ΔJ を Dowling^[1] や星出ら^[15] と同様にして求め、 db/dn との関係を図 8 に示す。同図には Fig. 7 の ΔK_{eff} 支配を示す帯域を $\Delta J = \Delta K_{eff}^2/E$ により変換して実線で、また星出ら^[16] の同種材料 (SS41) の弾性・弾塑性状態下の貫通き裂の結果を破線で示した。 σ_a が大きい大規模降伏下のデータ点は ΔK_{eff} 支配域を示す帯域中にほぼ含まれ、さらに弾性・弾塑性状態下の貫通き裂の結果とかなり良く一致し、本研究で実施した小規模降伏下の長いき裂から大規模降伏下の短いき裂、さらには貫通き裂に至るまで、き裂伝ば速度は ΔJ により一義的に表される。

ΔJ と微小疲労き裂伝ば速度の関係を調べた研究は他に Dowling^[1]、Hoshide^[9]、戸梶ら^[8]により行われている。Dowling^[1]らは A533B 材の平滑試験片、Hoshide^[9]らは、S35C、Al 合金および銅の平滑試験片をそれぞれ用いた完全両振り変位制御試験を、また戸梶らは S10C の微小穴 ($\phi 0.1\text{mm}$) 付き試験片を用いた応力比 $R = 0, -1$ の荷重制御試験を行い、いずれも微小表面疲労き裂伝ば速

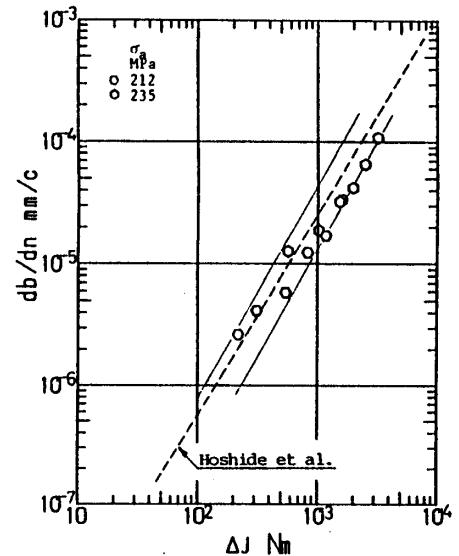


Figure 8: Crack growth rates as a function of ΔJ in 0.15%C steel.

度と ΔJ の関係は、同一材料の弾性あるいは弾塑性応力下の貫通き裂の伝ば速度と ΔJ の関係と良く一致することを示している。本試験結果およびこれらの結果は、微小き裂から巨視き裂まで小規模、大規模降伏条件下に拘らず ΔJ が疲労き裂伝ば速度を一義的に表わす支配力学パラメータであることを示している。

ΔJ の最小適用き裂長さは、本結果においてはき裂伝ば速度を評価した最小き裂長さ ($2b \approx 0.1\text{mm}$, 約 6 結晶粒径) 以下である。Dowling^[1]らは 10 結晶粒径 (約 $180\mu\text{m}$)^[1]、Hoshide^[9]らは 3 結晶粒径^[9]とし、いずれもこれら以下では同一 ΔJ に対して高伝ば速度側へデータがずれることを観察している。これらの結果より、 ΔJ の最小適用き裂長さは、 ΔK_{eff} の場合と同様き裂回りの材料が等方均質な連続体と見なせる数結晶粒径程度であるとみられる。

巨視き裂の荷重制御試験結果において、応力がラチェット変形を開始する値になるとデータが高伝ば速度側へずれ始めるという報告がある^{[16]-[18]}。微小き裂については、荷重制御試験下のラチェット変形は本試験応力条件下 ($\sigma_{max} < \sigma_y$) ではみられず、戸梶ら^[8]の片振り ($R = 0$) の高応力負荷 ($\sigma_{max} = 1.12 \times \sigma_y$) 時に一部観察されているが、いずれもき裂伝ば速度の加速は生じていない。今後微小き裂に対する ΔJ の最大適用応力に関する検討が必要である。

3.2 実験式

大規模降伏条件下の微小疲労き裂伝ば速度の整理式として西谷ら^[10]により提案されている $\sigma_a \cdot 2b$ について検討する。なお、応力の代わりにひずみを用いた同様な整理式が Hobson^[19]により提案されている。炭素鋼に

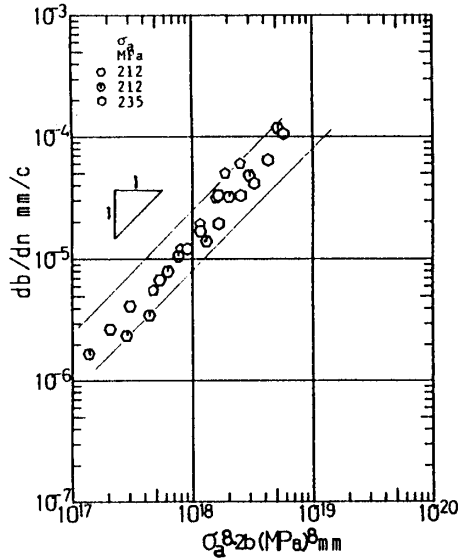


Figure 9: Crack growth rates as a function of $\sigma_a^8 \cdot 2b$ in 0.15%C steel.

において、 σ_a が 200MPa 以上 ($\sigma_a/\sigma_y \geq 0.8$) で $2b_{eq}^2$ が約 1mm 以下の場合、 db/dn は $2b_{eq}$ および σ_a の約 8 乗に比例した^[20]。そこで Fig. 9 に $db/dn - \sigma_a^8 \cdot 2b_{eq}$ 関係を示す。 $\sigma_a \geq 200\text{MPa}$ で $2b_{eq} \leq 1\text{mm}$ のデータは勾配 1 の比較的狭い帯域に入っている。Ti 合金では σ_a が 475MPa 以上 ($\sigma_a/\sigma_y \geq 0.6$) で $2b_{eq}$ が約 1mm 以下の場合、 db/dn は $2b_{eq}$ および σ_a の約 9 乗に比例したので、 $db/dn - \sigma_a^9 \cdot 2b_{eq}$ 関係を Fig. 10 に示す。Ti 合金においてもデータは勾配 1 の比較的狭い帯域に入っている。これらの結果は、短いき裂の大規模降伏条件下において db/dn は $\sigma_a^n \cdot 2b_{eq}$ に比例することを示しており、西谷らの報告と同様である。

次に Haddad ら^[3] により提案されている有効き裂長さ b_0 を考慮した応力拡大係数 ΔK^* について検討する。Haddad らは、 db/dn を ΔK^* で整理したとき、長いき裂と比べ短いき裂で db/dn が大きくなる現象を、本来のき裂長さに b_0^3 を加えて新たにき裂長さとし、これを基にした ΔK^{*4} を用いることにより修正できている。 b_0 を考慮して求めた ΔK^* と db/dn の関係を Fig. 11, Fig. 12 に示す。Fig.11 は炭素鋼の結果、Fig.12 は Ti 合金の結果であり、いずれも Haddad らの結果と同

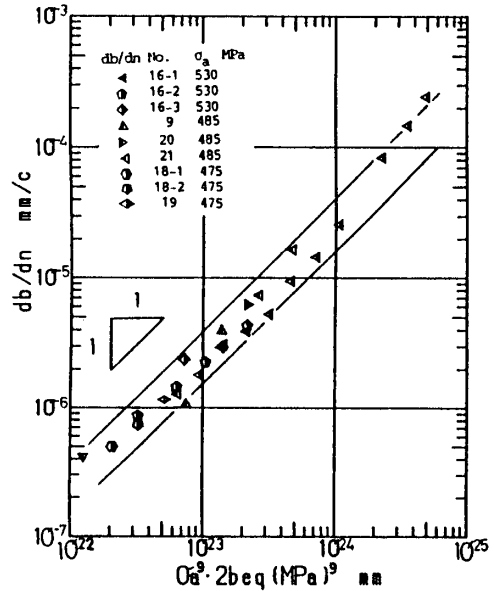


Figure 10: Crack growth rates as a function of $\sigma_a^9 \cdot 2b$ in Ti-6Al-4V alloy.

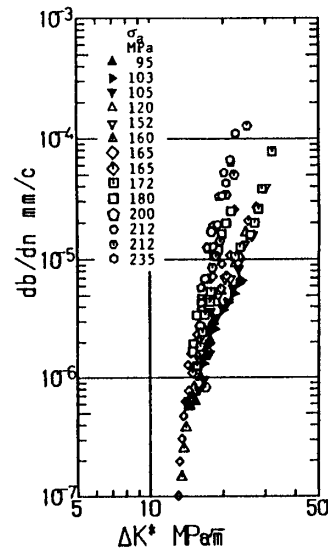


Figure 11: Crack growth rates as a function of ΔK^* for the effective crack length in 0.15%C steel.

²無限板中のき裂長さに置換えた等価き裂長さであり、 db/dn と $2b$ の関係から試験片断面形状や試験片板厚、板幅の影響を除くために用いた。 $2b_{eq} = 2(\Delta K/\Delta\sigma)^2/\pi$, ΔK ; 試験片表面における ΔK , $\Delta\sigma$; 遠方断面の一樣応力

³有効き裂長さ b_0 は疲労限 σ_w と K_{th} を基にし、次式で定義される。 $b_0 = (K_{th}/\sigma_w)^2/\pi$

⁴ $\Delta K^* = \Delta\sigma_a \sqrt{\pi(b_{eq} + b_0)}$

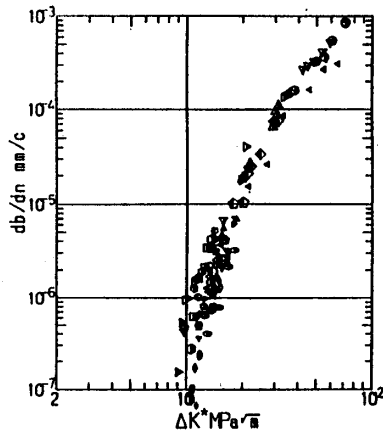


Figure 12: Crack growth rates as a function of ΔK^* for the effective crack length in Ti-6Al-4V alloy.

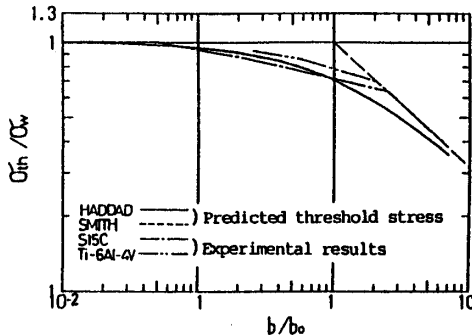


Figure 13: Prediction of threshold stress σ_{th} .

様 ΔK で整理した場合と比べると、 db/dn の差は大幅に減少している。しかし、 σ_a を大きく変えて実施した炭素鋼の結果では、依然として db/dn の σ_a 依存性が高伝ば速度域において見られる。 db/dn が低くなると σ_a 依存性は小さくなり、疲労き裂伝ば下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th}^* 近傍の低き裂伝ば速度域 (約 $1 \times 10^{-6} \text{mm/c}$ 以下) において収束する傾向が見られる。 b_0 は、もともと σ_{th} はき裂長さがゼロに近づけば平滑材の疲労限 σ_w に、長くなれば K_{th} 一定から得られる応力に緩やかに遷移する現象を説明するために考えられたもので物理的意味は不明瞭である。しかし、炭素鋼と Ti 合金において b_0 を考慮すると Fig. 13 で見られるように、 σ_{th} とき裂長さの関係が比較的良く表せる⁵。種々の材料を対象とした同様な検討結果が田中らにより報告されている [3] [21]。 ΔK^* 線図で見られた結果および σ_{th} の予測に関する結果は、 σ_{th} 直上の低き裂伝ば速度域においては短いき裂から長いき裂まで db/dn を ΔK^* でより良く関

⁵ $\Delta \sigma_{th} = K_{th} / \sqrt{\pi(b_{eq} + b_0)}$. 炭素鋼と Ti 合金の σ_{th} を示すため、 σ_{th} を σ_w で、 b_{eq} を b_0 で除し、無次元化している。

係づけられることを示している。き裂伝ば速度が高くなると伝ば速度の σ_a 依存性が大きくなり、より高い速度域への適用は困難である。

3.3 実用上の検討

微小疲労き裂伝ばの支配力学パラメータとして検討対象とした破壊力学パラメータおよび実験式について、主に実用上重要と考えられる適用範囲および評価の容易さに注目し若干の検討を行う。

繰返し J 積分範囲 ΔJ は、大規模降伏下の微視表面き裂から小規模降伏下の巨視貫通き裂まで、疲労き裂伝ば速度の単一パラメータ表示を可能にする力学パラメータであることが示された。適用範囲がこのように広いため、実用に際して適用条件に煩わされずに済み、現状では最も優れた支配力学パラメータといえる。しかし評価には、材料や応力レベル、平均応力等の影響を受け現在のところ推定が難しいき裂開閉口挙動と繰返し応力塑性ひずみ関係が必要であり、問題がある。

ΔJ の他に大規模降伏下の微小き裂の伝ば速度を表せる力学パラメータとして $\sigma_a^n \cdot 2b$ は本試験結果においても有効であった。この式の評価は σ_a と $2b$ が分かればよく極めて容易であるが、適用範囲は大規模降伏下の微小なき裂に限定される。また応力指数 n は材料により異なり、き裂伝ば速度との比例定数も材料や負荷形式により異なることが報告されており [22]、利用に際して注意が必要である。

また Haddad らの有効き裂長さを考慮した応力拡大係数幅 ΔK^* は、 σ_{th} 直上下の低き裂伝ば速度域 (約 $1 \times 10^{-6} \text{mm/c}$ 以下) において、大規模降伏下の短いき裂から小規模降伏下の長いき裂まで有効であることが明らかになった。その評価は、 ΔK の評価に必要な力学条件の他に疲労限と K_{th} が分かればよく、容易といえる。

線形破壊力学パラメータである ΔK は、適用範囲がき裂が長く応力が小さい場合に限定されるのに対して、同じ線形破壊力学パラメータである ΔK_{eff} は、よりき裂が短く応力が大きい場合まで使用できた。ただし評価は、 ΔJ と同様推定の困難なき裂開閉口挙動が必要であり難しい。炭素鋼におけるこれらの力学パラメータとその適用範囲を Fig.4 にまとめて示す。

現状において実機の微小疲労き裂伝ば速度を予測するには、き裂開閉口挙動と繰返し応力塑性ひずみ関係も推定できる場合には ΔJ を用いるのが最も良いといえる。推定が困難な場合は、評価の比較的容易な $\sigma_a^n \cdot 2b$ 、 ΔK^* 、 ΔK をそれぞれ適用範囲を見極めて用いることが適当と考えられる。

4 結 言

0.15% C 鋼を主とし、一部 Ti-6Al-4V 合金も用いて広

範なき裂長さと応力振幅値に対し微小疲労き裂伝ば試験を行い、現在提案されている微小疲労き裂の伝ばを支配する各種破壊力学パラメータと実験式について有効性をまとめて検討した。得られた結果は以下の通りである。

(1) ΔK_{eff} は、 ΔK と比べて応力振幅がかなり大きく (炭素鋼; ΔK_{eff} 支配 $\sim \sigma_a/\sigma_y \leq 0.7$, ΔK 支配 $\sim \sigma_a/\sigma_y \leq 0.4$), 短いき裂 (炭素鋼; ΔK_{eff} 支配 $\sim 2b >$ 材料が等方均質な連続体と見なせる数結晶粒径程度, ΔK 支配 $\sim 2b > 2.7mm \cong 150d$, $2b$; 表面方向き裂長さ, d ; 平均結晶粒径) まで有効である。これはき裂開口応力が ΔK 支配域では一定であるのに対して、非 ΔK 支配域では応力の増加ならびにき裂長さの減少とともに低下するためである。

(2) 修正 J 積分幅 ΔJ は、小規模、大規模降伏下にかかわらず、 ΔK_{eff} の場合と同様数結晶粒径程度以上の微視き裂から巨視貫通き裂まで、伝ば速度を一義的に表すことができ、最も優れた支配力学パラメータである。

(3) $\sigma_a^n \cdot 2b$ は大規模降伏下 (炭素鋼; $\sigma_a/\sigma_y > 0.7$, $n \cong 8$, Ti 合金; $\sigma_a/\sigma_y > 0.6$, $n \cong 9$) の短いき裂 ($2b >$ 約 $1mm$) において有効である。

(4) 有効き裂長さを導入した Haddad らの応力拡大係数幅 ΔK^* は低き裂伝ば速度域 ($1 \times 10^{-6}mm/c$ 以下) において、小規模、大規模降伏条件にかかわらず、微視き裂から巨視き裂まで有効である。

参考文献

- [1] N.E.Dowling, ASTM STP 637, 97(1977).
- [2] H.Kitagawa, S.Takahashi, C.M.Suh and S.Miyashita, ASTM STP 675, 420(1979).
- [3] M.H.El Haddad, K.N.Smith and T.H.Topper, Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech., 101, 42(1979).
- [4] The Behaviour of Short Fatigue Cracks, ed. by K.J.Miller and E.R. des los Rios, MEP Limited, London(1986).
- [5] 北川英夫, 高橋 進, 日本機械学会論文集, A-45, 1289(1979).
- [6] 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).
- [7] 城野政弘, 宋 智浩, 山 義則, 西垣内徳生, 岡部 雅彦, 菊川 真, 日本機械学会論文集, A-51, 1677(1985).
- [8] 戸梶恵郎, 小川武史, 青木哲哉, 材料, 37, 656(1988).
- [9] T.Hoshide, T.Yamada, S.Fujimura and T.Hayashi, Engng Fract. Mech., 21, 85(1985).
- [10] H.Nisitani, Mechanics of Fatigue-AMD, 47, ASME, 151(1981).
- [11] 藤田和孝, 小寺沢良一, 材料, 42, 1193(1993).
- [12] 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝, 材料, 25, 899(1976).
- [13] J.C.Newman,Jr, and I.S.Raju, NASA Technical Paper 1578, 1(1979).
- [14] D.Taylor, Fatigue Engng Mater. Struct., 5, 305(1982).
- [15] 星出敏彦, 田中啓介, 日本機械学会論文集, A-48, 1102(1982).
- [16] 星出敏彦, 田中啓介, 仲田摩智, 材料, 31, 566(1982).
- [17] N.E.Dowling and J.A.Begley, ASTM STP 590, 82(1976).
- [18] 安藤 柱, 小倉信和, 材料, 27, 767(1978).
- [19] P.D.Hobson, M.W.Brown and E.R.de los Rios, The Behaviour of Short Fatigue Cracks, ed. by K.J.Miller and E.R.des los Rios, 441(1986) MEP Limited, London
- [20] 藤田和孝, 博士論文, 97(1992).
- [21] K.Tanaka, Y.Nakai and M.Yamashita, Int. J. Fract., 17, 519(1981).
- [22] 西谷弘信, 後藤真弘, 日本機械学会論文集, A-51, 332(1985).

(平成 8 年 9 月 24 日受理)