微小疲労き裂伝ばの力学的アプローチ*

日本機械学会論文集(A 編)
54 巻 497 号(昭 63-1)

田 中 啓 介^{*1}

Mechanics Approach to Small Fatigue Crack Propagation

Keisuke TANAKA

Key Words: Strength of Materials, Fatigue, Crack Propagation, Fracture Mechanics, Micromechanics

1. はじめに

材料の疲労破壊は、き裂の発生と伝ばによってもたらされる。したがって、疲労損傷の進行を予測したり制御するためにはき裂成長の法則を知る必要がある。き裂の成長則とは、外負荷によるき裂駆動力 (crack driving force) と、そのときの材料の抵抗 (resistance) の相互関係を意味している。

線形破壊力学 (LEFM) によると、き裂の定常な伝ば速度 da/dN は、応力比 R (=最小荷重/最大荷重) が与えられると、応力拡大係数 (SIF) の範囲 ΔK の一価函数として表される。

$$da/dN = f(\Delta K, R) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 da/dN が $10^{-8} \sim 10^{-6}$ m/cycle の中速度領域では、Paris 則が成立する⁽¹⁾。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (2)$$

なお C, m は R の弱い依存性を持つ。一方、伝ば下限界は下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} で与えられる。これらのことは、 ΔK が駆動力パラメータであり、同一駆動力に対して同じ結果つまり同一速度が得られことを意味する。これが LEFM の基礎である相似則の概念 (The similitude concept) である。したがって、標準試験で求めた da/dN - ΔK 関係をデータベースとして、実構造物中のき裂に対して ΔK を計算することからき裂の伝ば性を予測できる。

き裂長さが 1 mm ないし数 mm 以下のき裂は物理的微小き裂 (physically small crack) と称されているが、この種のき裂では種々の原因で相似則がくずれる

ことがあり、 ΔK をもとにした LEFM 手法の適用には限界がある^{(2)~(4)}。実際の多くの場合で、微小き裂は長いき裂のデータから予測されるより速く伝ばし、かつ長いき裂の ΔK_{th} 以下でも進展することが明らかとなっている。このことは長いき裂の法則をもとにした構造物の許容欠陥寸法の判定や、残存寿命の算出が危険側になることを意味しており工学的に重要な問題となっている。

このほか微小き裂が、疲労に関する古典的な実験法則において本質的役割を果たしている場合が少なくない。例えば、平滑材の寿命則である S - N 関係ないしは Manson-Coffin 則の物理的根拠が微小き裂の進展に帰されている。また平滑材や切欠材の疲労限は発生した微小き裂の伝ば限界によって決まる場合が多い。疲労寿命の統計的なばらつきも、その大部分は微小き裂の伝ば挙動の変動に起因する。さらに微小き裂の伝ば挙動は材料微視組織の影響を直接的に受けるが、この検討より材料開発の指針を得ることができる。

本報では、まず長いき裂の LEFM アプローチの根幹である相似則について検討し、その相似則の崩壊要因をもとにして微小き裂を分類する。ついで、微小き裂の伝ば挙動に関して寿命予測との関連よりその特徴を明らかにし、さらに伝ば下限界を平滑材切欠材の疲労限度との関連より考察するとともに、研究の将来への展望を述べる。

2. 疲労き裂伝ばの相似則

図 1 (a) には材料表面から発生した疲労き裂の模式図を示す。発生き裂は初期に結晶学的に伝ばした後、応力軸に垂直なステージ II の連続体的伝ばに移る。さて、き裂の弾性論によると、き裂先端近傍には SIF で

* 原稿受付 昭和 62 年 8 月 17 日。

^{*1} 正員、京都大学工学部 (〒606 京都市左京区吉田本町)。

特徴付けられる K -特異場が存在しその大きさはき裂長さの約十分の一程度である⁽⁵⁾。き裂が十分に長く、伝ばを支配する物理的・化学的過程がこの K -特異場に含まれるとき、 K が駆動力^{**1}となり、 $da/dN-\Delta K$ 関係は一面的に決まる。一方、き裂が短くなると相似則がくずれ、伝ば速度はもはや一面的に決まらない。

図1(b)に疲労き裂先端の破壊に関係した領域を示す。この図を参照して、き裂の長さによる相似則の崩壊を次のように分けることができる。

(1) 微視組織的相似則の崩壊 き裂が材料微視組織例えば結晶粒のオーダとなると、き裂先端の塑性変形は結晶方位や粒界などの影響を大きく受ける。このため破壊力学の前提である巨視連続体の仮定が崩れ、組織的な相似則が成立しない。この種のき裂を微視組織的微小き裂 (microstructurally small crack) と称する⁽²⁾。

(2) 力学的相似則の崩壊 ΔK がき裂駆動力としての意味を失うのは次の二つの場合である。き裂先端の塑性域が K -特異性を越え、塑性域がき裂長さ等に比して小さいという小規模降伏 (SSY) 条件が成立しない、弾塑性き裂の場合である。他の一つは、疲労で形成されたき裂面 (crack wake) が短いため十分のき裂閉口が形成されていない場合である。この種のき裂を力学的微小き裂 (mechanically small crack) という⁽³⁾。

(3) 環境的相似則の崩壊 腐食疲労などではき裂先端の化学的状態がき裂伝ばを支配し、これは通常外部環境とは異なっている。短いき裂は長いき裂とは異なったき裂先端環境を有し、よって伝ば速度も異なり得る。これらは化学的微小き裂 (chemically small

crack) と呼ばれる⁽⁶⁾。

本稿では長さが1~2 mm程度以下の短いき裂の総称として微小き裂という術語を用いる。金属屋に対しては、微小き裂という用語と微視組織的微小き裂の意味が強く、微視き裂 (micro-crack) もこの意味で使用される。これに対し、上述の力学的および化学的な微小き裂は微視組織的には巨視き裂 (macro-crack) であるため、短いき裂、小さいき裂、短いき裂、小寸法き裂などと称されることもある。英語では総称して short crack あるいは small crack といっているが両者を区別する場合もある^{**2(7)}。

表1に微小き裂の分類をまとめる。I形は微視組織的にも力学的にも大きく、LEFMが適用できる長いき裂 (long crack) ないしは大きいき裂 (large crack) である。II形は、微視組織的には大きく伝ば抵抗は連続体的であるが、力学的には小さいき裂である。III形は力学的には大きい、微視組織的には小さいき裂であり、単結晶や粗大結晶の場合に生ずる。通常多結晶中の組織的微小き裂はIV形であり、力学的にも小さい。

3. 微小き裂伝ば挙動

3.1 き裂伝ばの特徴 平滑材に発生したき裂は初め微視組織の平均一さのため不規則な伝ば挙動を示す。図2は、アルミニウム合金 (2024-T3) 平滑材で介在物から発生した疲労き裂の伝ばを示す⁽⁸⁾。ここで伝ば速度を介在物中心から測定したき裂長さに対してブ

表1 力学的および微視組織的影響に基づくき裂寸法の分類

Micro-structural size	Mechanical size	
	Large: $a/r_p > 4 \sim 20$ (SSY) Large crack wake	Small: $a/r_p < 4 \sim 20$ (LSY) Small crack wake
Large: $a/M > 5 \sim 10$ $r_p/M \gg 1$	Type I: Mechanically and microstructurally large (LEFM valid)	Type II: Mechanically small/microstructurally large
Small: $a/M < 5 \sim 10$ $r_p/M \approx 1$	Type III: Mechanically large/microstructurally small	Type IV: Mechanically and microstructurally small

(a) ステージIとステージIIの成長
(b) き裂先端での破壊関連域

図1 表面から発生した疲労き裂

^{**1} K の次元は力 (force) ではない。厳密には LEFM ではエネルギー解放率 $G=K^2/E$ が力の次元を持つ。ここではややルーズに表現している。

^{**2} short crack はき裂の一方向の寸法のみが短いもので、切欠底き裂はその例であり切欠きの方向には短い板厚方向には貫通して長い場合が多い。一方、small crack はすべての寸法が小さいき裂で、一結晶粒中のき裂がこれに当たる。

ロットした。き裂は初めすべり帯に沿うかあるいはすべり帯の影響を受けて進展する。このき裂が、粒界や介在物に当たったときあるいは屈曲を示したとき、伝ば速度が一時的に低下する。き裂が長くなると応力軸(上下方向)に垂直に進展し、組織の影響が小さく一般的な伝ば挙動を示す。平滑材中に発生する多数のき裂も同様な挙動を示し、表面き裂半長が0.1 mm以下ではステージIのき裂で、伝ばの一時的低下ないしは停留が著しい。この領域をA領域と称し、微視組織的微小き裂(表1中IV形)の段階である。き裂がステージIIの伝ば始めた段階では、伝ば速度は長いき裂の da/dN - ΔK 関係で与えられるより速いが、 da/dN - ΔK_{eff} 関係が与えられるより遅い。これは、き裂開口が十分発達していないためと考えられ力学的微小き裂(表1中II形)の段階でB領域とする。き裂が長くなると長いき裂の da/dN - ΔK と一致し、長いき裂(表1中I形)のC領域段階となる。なお、戸梶ら⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾も同様の領域分けをしている。

疲労寿命を考える場合主き裂の伝ば挙動が重要であるが、図3では主き裂の伝ば挙動と多数のき裂の上下限および平均的挙動との比較を行った。主き裂は平均

的挙動よりやや加速側にあり、発生したき裂のうち、周囲の結晶方位関係が伝ばしやすいものが主き裂になるものと理解される。なお図中には長いき裂の da/dN - ΔK_{eff} 関係、 da/dN - K_{max} 関係も同時に示したが、 K_{max} が $5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ (き裂半長0.6 mm)で $da/dN \approx 10^{-8} \text{ m/cycle}$ 近くで、長いき裂の da/dN - K_{max} 関係に収束する。

長いき裂の da/dN - ΔK 関係が、どれくらい小さなき裂長さまで成立するかは工学的に重要な問題である。Lankfordは⁽¹¹⁾多くの実験結果を検討し、き裂の最大塑性域の寸法がオーダになったとき短いき裂と長いき裂の伝ば挙動が一致するとした。一方、き裂のステージIからIIへの遷移は、応力拡大係数よりむしろ微視組織的寸法によって決まっているようである⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾。しかし、これら遷移長さの条件は確定的ではなく、平均応力の影響に関して現在明確でない。

平滑材中の微小疲労き裂が長いき裂よりも高速で、しかも不規則に伝ばすることは、Pearson⁽¹³⁾によってアルミニウム合金に関して示されてから多くの金属において報告されている。この微小き裂の特異な伝ば挙動の原因として主に次の三つが挙げられている⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。(i)微視組織の影響、(ii)き裂開口の未発達、(iii)巨視的弾塑性効果。図2で示した場合を含めて、高強度合金での特異挙動は巨視的弾性条件下で得られたものであり、この場合前二者が主因となる。

以下微視組織的微小き裂と力学的微小き裂の力学的取扱いについて述べる。

図2 アルミニウム合金(2024-T3)における疲労き裂の伝ば

図3 き裂伝ば速度と応力拡大係数との関係

3.2 微視組織的微小き裂 結晶粒オーダの寸法を持つ微視組織的微小き裂の先端すべり変形は、単結晶的となり結晶方位や粒界の効果が大きい。き裂の径路もすべり帯や粒界に沿うかあるいはそれらの影響を大きく受け、粒界などがき裂を阻止する。一方、き裂形状は三次元的となり、負荷も混合モードである。このような場合、き裂に同一の ΔK (あるいは ΔJ) が負荷されていても、材料の抵抗は一樣でなく伝ば速度が異なる。

き裂と粒界との相互作用に関してはいくつかのモデルが提案されており^{(14)~(17)}、いずれも粒界がき裂先端すべり帯を阻止する。き裂は粒界に近づくに従って減速し、すべり帯が粒界を抜けると加速する。すべり帯越境の難易は、隣接粒間の方位差の函数であり、これよりき裂阻止の粒度が決まるとともに伝ばの不規則度合も定まる。き裂伝ば速度は早い原因は、き裂先端のすべり変形が単結晶的で大規模に生ずるためである⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。

ステージ I き裂伝ばの力学的法則は不明な点が多い。き裂閉口あるいは複合モード負荷の寄与は不明である。現在単結晶中のステージ I き裂の成長の定量的取扱いが端緒についたばかりである^{(19)~(21)}。

3.3 力学的微小き裂 き裂長さが粒径よりも数倍大きく、前縁に十分多くの結晶粒があるとき、き裂伝ば抵抗は一樣と考えられる。したがって、この種の力学的には小さいが組織的には大きいき裂(表1中II形)に対しては、適切な駆動力パラメータを用いると伝ば挙動の予測が可能となる。

前述のように微小き裂が長いき裂の da/dN ΔK 関係より早くき裂する原因の一つとしてき裂閉口が小さいことがあげられた。疲労き裂の閉口は長いき裂の下限界近傍の伝ば挙動に対する平均応力や微視組織、環境の影響を説明するものである⁽²¹⁾。いまき裂が最小応力以上で生じるとき、LEFM による有効なき裂駆動力は有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} である。

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \dots \dots \dots (3)$$

ただし、 K_{max} は最大応力拡大係数であり、 K_{op} はき裂開口時の SIF である。このとき開口比ないしは有効率 U は次式で定義される。

$$U = \Delta K_{eff} / \Delta K \dots \dots \dots (4)$$

da/dN と ΔK_{eff} との間にはべき函数関係が成立する⁽²²⁾。

$$da/dN = C' (\Delta K_{eff})^{m'} \dots \dots \dots (5)$$

き裂閉口はき裂面接触によるものであり、微小き裂はそのときのき裂面寸法が小さくき裂閉口が低いいため同一 ΔK でも U が大きく伝ば速度が早い。

き裂閉口は力学的微小き裂の特異伝ば挙動に対して主要な役割を果たす。城野ら⁽²³⁾は三角形の試片の曲げ疲労において高精度除荷弾性コンプライアンス法により、0.03~1 mm の長さのき裂の閉口を測定した。図4には(a)アルミニウム合金(7075-T6)および(b)中炭素鋼(S35C)の結果を示す。ここで前者では最大応力は降伏点以下であるのに対して、後者ではかなりの繰返塑性変形がある。 R が零以下では両材料とも U はき裂長さとともに減少する。またき裂長さが短いとき、前者の K_{op} は零荷重に近く理想的な弾性き裂に近いのに対して、後者の K_{op} は負で弾塑性き裂である。両材料とも微小き裂の da/dN は ΔK で整理したとき長いき裂に比して著しい加速を示したが、 ΔK_{eff} で整理すると両者は一致した。

(a) アルミニウム合金 (7075-T6)

(b) 中炭素鋼 (S35C)

図4 き裂成長に伴うき裂閉口の形成

上の中炭素鋼の結果において興味深い点は、巨視的塑性変形による影響はまずき裂閉口に現れその効果が小さいときには ΔK の代わりに ΔK_{eff} を考えるだけでよい。このことは、塑性誘起き裂閉口に関して中井ら⁽²⁴⁾によって理論的に示されている。その他、Morrisら⁽²⁵⁾によって微小き裂の粗さ誘起き裂閉口モデルが提案されている。

さて、巨視的塑性変形が大きい場合にはき裂閉口による補正だけでは不十分であり、弾塑性パラメータが必要である。種々のパラメータのうち ΔJ が最も成功している。 ΔJ はき裂開口点と応力ひずみヒステリシスループから求め、 da/dN とはべき乗関係を持つ^{(26)~(29)}。

$$da/dN = C_J (\Delta J)^{m_J} \dots\dots\dots (6)$$

星出ら⁽²⁸⁾による中炭素鋼平滑材の塑性疲労に関する結果では、き裂長さが結晶粒径の3倍程度以上のき裂で合体のない場合長いき裂の法則に従うが、それ以下のき裂は式(6)で予測されるより最大の20倍の加速を示す。この加速原因として、き裂伝ば径路が粒界となっていることが指摘されている。つまり組織的微小き裂は ΔJ を使用しても整理できないことが確認される。

3.4 寿命予測 平滑材中のき裂の伝ば過程を A, B, C の3領域に分割した。このうち、領域 C は通常の LEFM 手法でき裂の伝ば挙動を予測できるが、領域 B ではき裂長さに伴うき裂閉口の変化挙動を知ることが必要である。安全側の予測として、負荷 ΔK をすべて有効と考え長いき裂の da/dN - ΔK_{eff} 関係を使用することも可能である。いずれにしても、 ΔK_{eff} ないしは ΔJ が求められれば力学的微小き裂の挙動は予測できる。一方、領域 A の3~5粒径以下の組織的微小き裂の伝ば挙動の予測には、材料抵抗の変動による統計的取扱いが不可欠である。このき裂は長いき裂の da/dN - ΔK_{eff} 関係よりも加速し、上の粗い予測法も適用できない。塑性疲労で簡便法として式(6)を積分する方法がとられることもある⁽²⁹⁾。

図5はこれらの知識を用いた疲労き裂伝ばシミュレーションを示す。材料の結晶方位寸法の空間分布が与えられると、き裂伝ばの A, B, C 領域の力学を使用しき裂伝ば速度およびき裂形状変化が算出できる。そのうちき裂の挙動より寿命が求まる。これらをモンテカルロ的に繰返すことから、伝ば速度、寸法、寿命の分布が求まり、それらの実験結果との比較からシミュレーションの妥当性が検証される。微小き裂伝ばの研究成果も最終的には、

上の寿命予測スキームの中に組込まれて真に役立つものとなるであろう。

4. 微小疲労き裂伝ばの下限界

4.1 切欠材での微小き裂の伝ばと停留 切欠底に発生したき裂の伝ば速度は、き裂長さとともに低下し、極小値をとった後再び上昇するか停留き裂となる。ここで応力振幅一定下では ΔK はき裂長さの増加函数となるため、上の挙動は ΔK をもとにした LEFM 的には特異挙動となる。従来、この特異挙動に対して種々の考えが提案されてきたが、現在ではき裂閉口が最も重要な役割を果たしていることが明らかとなっている^{(30)~(33)}。つまりき裂の成長に伴って ΔK も上昇するが、それよりも急速に K_{op} が上昇するため ΔK_{eff} が減少し da/dN も低下する。なお、負荷が非常に大きく全面塑性になったときには ΔJ が必要である⁽³²⁾⁽³⁴⁾。

切欠底き裂の開閉口挙動は、き裂長さそのものの短さとともに切欠底での塑性変形によって決まる。切欠塑性は K_{op} を減少させる効果を持ち最小荷重での切欠底近傍の応力分布より評価できる⁽³⁵⁾。この効果はき裂が塑性域を抜けると消失する。一方、 $R=-1$ での停留き裂の挙動はき裂長さの短さによるき裂閉口によって決まっている⁽³³⁾⁽³⁶⁾。

切欠底の停留き裂に対する下限界有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff th}}$ はほぼ一定であるため、 K_{op} のき裂長さに対する変化が求まればき裂の停留を予測できる。図6には軟鋼の種々の切欠材の $R=-1$ での下限界 $K_{\text{op th}}$ と停留き裂長さ c_{np} との関係を示す⁽³⁷⁾。これらの結果は図中の実線で示す次式で近似できる。

$$K_{\text{op th}} = K_{\text{op th } \infty} [(c_{np} - c_1)/(c_2 - c_1)]^{1/2} \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 c_1 はステージ I のき裂長さ、 c_2 は $K_{\text{op th}}$ が長いき裂の値 $K_{\text{op th } \infty}$ に一致するき裂長さである。

き裂の伝ば性は図7に示す抵抗曲線 (resistance

図5 疲労寿命算出のプロセス

curve)法によって判定できる。材料の抵抗を下限界最大 SIF $K_{\max th}$ で表し、次式で与えられる。

$$K_{\max th} = \Delta K_{eff th \infty} + K_{op th} \quad (8)$$

ここで、 $\Delta K_{eff th}$ は材料の固有抵抗で一定、 $K_{op th}$ はき裂面の接触遮へい (contact shielding)⁽³⁸⁾ による外的抵抗である。図中実線が上の抵抗曲線で、破線が一定負荷応力振幅 σ_a 下での $K_{\max}$ の変化である。 σ_a が σ_{w1} 以上のときステージ II のき裂が発生し、 σ_{w2} 以下であれば、 c_{np} で $K_{\max} < K_{\max th}$ となりき裂は停留する。この抵抗曲線は切欠形状負荷形式には依存せず、負荷曲線が依存する。この手法で求まる σ_{w1}/σ_{w2} および c_{np} の値は実験とよく一致することが確認されている⁽³⁷⁾。R 曲線法に対する平均応力効果等は今後の研究課題であるが、同様な手法は予き裂からのき裂進展にも適用できるであろう。

4.2 微小き裂の伝ば下限界と疲労限度

疲労き裂の伝ば下限界 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 σ_{th} が平滑材の疲労限 $\Delta\sigma_{w0}$ に近づく⁽³⁹⁾。図 8 には $\Delta\sigma_{th}$ とき裂長さの関係を模式的に示すように 3 領域に分れる。 $a < a_1$ で $\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_{w0}$ 、 $a > a_2$

図 6 下限界き裂開口応力拡大係数のき裂長さによる変化

図 7 疲労き裂伝ば下限界を評価するための R 曲線法

で $\Delta K_{th} = \Delta K_{th \infty}$ (一定) が成立する。 $\Delta\sigma_{th}$ = 一定条件と ΔK_{th} = 一定条件が一致するき裂長さ a_0 は次式で与えられる。

$$a_0 = (\Delta K_{th \infty} / \Delta\sigma_{w0})^2 / \pi \quad (9)$$

ここで、 $\Delta K_{th \infty}$ は長いき裂の下限界であり、また SIF として $K = \sigma\sqrt{\pi a}$ を使用した。中間の遷移領域 (領域 III) では、次の実験式で近似される場合が多い。

$$\Delta\sigma_{th}^n a = \text{constant} \quad (10)$$

ここで n は 3~6 の値をとる^{(40)~(42)}。

一方、Haddad ら⁽⁴³⁾ は仮想き裂の考え方より $\Delta\sigma_{th}$ - a 関係を導いた。これは、実際のき裂長さ $2a$ に対して長さ $2(a+a_0)$ の仮想き裂を考え、 $\Delta\sigma_{th}$ を仮想き裂の K 値が $\Delta K_{th \infty}$ に一致するとして求める。つまり

$$\Delta K_{th \infty} = \Delta\sigma_{th} \sqrt{\pi} (a+a_0)^{1/2} \quad (11)$$

で、式 (9), (11) より

$$\Delta\sigma_{th} / \Delta\sigma_{w0} = [a_0 / (a+a_0)]^{1/2} \quad (12)$$

となる。従来の実験結果と比較すると、式 (12) は実験データの下限を与えているようである。

以上の関係式はいずれも実験式的であり、その物理的意味あるいはき裂閉口の役割が不明である。田中ら⁽⁴⁴⁾ は、き裂閉口と下限界の微視力学モデルを組み合わせることから式 (12) を導出した。彼らはき裂長さが、 $\Delta K_{eff th \infty}$ と $\Delta\sigma_{w0}$ とで決まる値

$$a'_0 = (\Delta K_{eff th \infty} / \Delta\sigma_{w0})^2 / \pi \quad (13)$$

以上のとき、 $\Delta K_{eff th}$ はき裂長さに依らずほぼ一定となり、 a が a'_0 以上での ΔK_{th} の増大はき裂閉口の増大に起因するとした。

しかしながら従来の研究では、き裂の進展開始条件と連続進展の条件が明確に区別されていず、焼なましした予き裂材ではき裂が少し伝ばして停留すること、あるいは平滑材の疲労限自体が発生した微小き裂の連続進展条件で決まっている事実や説明されていない。

図 8 下限界応力幅とき裂長さの関係

これらは実際には前節と同様 R 曲線の考え方より統一的に導出できるものと期待される。

5. お わ り に

長さが約 1 mm 以下の物理的に小さいき裂は、長いき裂、力学的微小き裂、微視組織的微小き裂に分けられ、腐食疲労ではその他化学的微小き裂現象がある。このうち長いき裂には通常の LEFM が適用できる。

寸法が約 3 結晶粒径以上の力学的微小疲労の特異性は挙動の大部分は、き裂閉口の未発達に帰することができる。つまり ΔK_{eff} が求まると伝ば挙動が予測できる。現在の重要な課題はき裂閉口とき裂長さの関係を評価する手法の開発であり、平均応力、応力変動、材料組織、環境等の影響を含んだ普遍的な評価法が望まれている。また塑性効果が著しい場合には ΔJ を駆動力パラメータとして使用することが必要である。

数結晶粒程度以下の微視組織的微小き裂の伝ば挙動は材料不均一性の影響が直接的に現れ、き裂駆動力として局所的なパラメータを用いる必要がある。粒界によるき裂の阻止効果等き裂と微視組織の各種相互作用の定量的実験と、その微視力学的モデル化が必要である。さらに、実際に疲労寿命を予測するためには統計的検討が不可欠であり、今後の発展が望まれる。

切欠材における微小き裂の停留現象は、き裂閉口とき裂長さの関係をもとに構築される抵抗曲線法によって定量的に取扱える。この手法により予き裂材あるいは平滑材の疲労限も統一的に導出できる可能性がある。

微小き裂が疲労研究の中心課題として取り上げられてから 10 年余りが経過した。この間、伝ば挙動の種々の特徴が明らかとなり、その定量的解析のための力学的基礎はほぼ固まった。今後、微小き裂伝ば挙動に及ぼす外力条件、材料あるいは環境の影響を系統的に明らかにするとともに、これらの知識を統合し統計的取扱も加味して疲労寿命評価システムあるいは材料設計開発システムとして集約することが望まれる。

文 献

- (1) Paris, P. C. and Erdogan, F., *Trans. ASME, J. Basic Eng.*, 85-4 (1963), 528.
- (2) Suresh, S. and Ritchie, R. O., *Int. Metal Rev.*, 29-6 (1984), 445.
- (3) 田中, 材料, 33-371 (昭 59), 961.
- (4) Tanaka, K., *JSME Int. J.*, 35-259 (1987), 1.
- (5) Smith R. A., *Int. J. Fract.*, 13 (1977), 717.
- (6) Gangloff, R. P., *Res Mechanica Letters*, 1 (1981), 299.
- (7) Ritchie, R. O. and Lankford, Ritchie, R. O. and Lankford, J. (編) *J. Small Fatigue Cracks AIME*, Warrendale, Pa. (1986), 1.
- (8) 秋庭・田中・松井, 日本材料学会第 4 回破壊力学シンポジウム前刷, (昭 62-6), 31.
- (9) 戸梶・小川・原田・安藤, 材料, 34-385 (昭 60), 1160.
- (10) 戸梶・小川・原田, 材料, 35-391 (昭 61), 394.
- (11) Lankford, J., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 8-2 (1985), 161.
- (12) Tanaka, K., Hojo, M. and Nakai, Y., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 811 (1983), 207.
- (13) Pearson, S., *Eng. Fract. Mech.*, 7 (1985), 235.
- (14) Tanaka, K., Nakai, Y. and Yamashita, M., *Inter. J. Fract.* 17-5 (1981), 519.
- (15) Morris, W. L., *Metall. Trans.*, A, 11-7 (1980), 1117.
- (16) Rois, E. R., Mohamed, H. J. and Miller, K. J., *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, 8-11 (1985), 49.
- (17) Tanaka, K., Akiniwa, Y., Nakai, Y. and Wei, R. P., *Eng. Fract. Mech.*, 24-6 (1986), 803.
- (18) Lankford, J. and Davidson, D. L., 文献(7)の 51 ページ.
- (19) Basinski, Z. S. and Basinski, S. J., *Acta Met.*, 33-7 (1985), 1319.
- (20) Neumann, P. and Tonnessen, A., 文献(7)の 41 ページ.
- (21) Suresh, S. and Ritchie, R. O., Davidson, D and Suresh, S. (編) *Fatigue Crack Growth Threshold Concept AIME*, Warrendale, Pa. (1984), 227.
- (22) Elber, W., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 486 (1971), 230.
- (23) 城野・宗・山・西垣内・岡部・菊川, 機論, 51-467, A (昭 60), 1677.
- (24) 中井・田中・山下, 材料, 32-352 (昭 58), 19.
- (25) Morris, W. L., James, M. R. and Buck, O., *Eng. Fract. Mech.*, 18-4 (1985), 871.
- (26) Dowling, N. E., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 637 (1977), 97.
- (27) 星出・田中, 機論, 48-433, A (昭 57), 1102.
- (28) Hoshide, T., Yamada, T., Fujimura, S. and Hayashi, T., *Eng. Fract. Mech.*, 21-1 (1985), 85.
- (29) 幡中・藤満・渡辺, 機論, 51-463, A (昭 60), 790.
- (30) 中井・田中・川島, 材料, 32-356 (昭 58), 535.
- (31) Ogura, K., Miyoshi, Y. and Nishikawa, I., *Proc. 20th Jpn Cong. Mater. Res.*, (1983), 91.
- (32) 西川・小西・三好・小倉, 材料, 35-395 (昭 61), 904.
- (33) 秋庭・田中, 機論, 53-487, A (昭 62), 393.
- (34) 大路・中井・落・武良, 機論, 51-469, A (昭 60), 2067.
- (35) 田中・秋庭, 機論, 52-480, A (昭 61), 1741.
- (36) 田中・秋庭, 機論, 53-488, A (昭 62), 709.
- (37) 田中・秋庭, 日本材料学会第 36 期講演会前刷, (昭 62-5), 4.
- (38) Ritchie, R. O. and Yu, W., 文献(7)の 167 ページ.
- (39) Kitagawa, H. and Takahashi, S., *Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Beh. Mater.*, Boston, ASM (1976), 627.
- (40) Frost, N. E., *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 173-35 (1959), 81.
- (41) 小林・中沢, 機論, 33-254 (昭 42), 1529.
- (42) 村上・松田, 機論, 52-478 (昭 61), 1492.
- (43) Haddad, M. H. El, Smith, K. N. and Topper, T. H., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 101-2 (1979), 42.
- (44) Tanaka, K. and Nakai, Y., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol.*, 106-2 (1984), 193.