純チタンの微小疲労き裂成長挙動とその確率特性*

戸 梶 恵 郎^{*1}, 小 川 武 史^{*1}
亀 山 宜 克^{*2}, 加 藤 容 三^{*1}Small Fatigue Crack Growth Behaviour and Its Statistical Properties
in a Pure TitaniumKeiro TOKAJI, Takeshi OGAWA,
Yoshikatu KAMEYAMA, and Yozo KATO

Rotating bending fatigue tests were conducted on smooth specimens of pure titanium in order to investigate the growth behaviour of small cracks and their statistical properties. Small cracks grow much faster than large cracks when subjected to the same nominal stress intensity. The former also grow below the threshold values of ΔK_{th} and $\Delta K_{eff, th}$ for large cracks. The early growth of small cracks is markedly affected by the microstructure in the region of crack length below 450 μm , and the growth rates often decrease at grain boundaries and due to crack deflection (a microstructurally small crack). Almost all of Stage I facet depths observed are of grain size, thus Stage I cracks do not correspond to microstructurally small cracks. This is clearly different from the results obtained in steels and aluminum alloys. The growth rates of small cracks follow a log-normal distribution, independent of maximum stress intensity or crack size. The coefficient of variation decreases with increasing the maximum stress intensity and then reaches a constant value. The largest scatter of the growth rates is obtained when the crack depth is comparable to grain size, thus it is attributed to grain boundary and grain orientation.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Nonferrous Metal, Pure Titanium, Small Crack, Stage I Facet, Microstructure, Statistical Property, Coefficient of Variation

1. 結 言

純チタンはその優れた耐食性を利用して化学工業を中心に広く用いられている材料であるが、疲労き裂成長特性に関する報告は少ない^{(1)~(5)}。最近、著者らはこの材料に関する大きき裂の成長特性を調べ、成長挙動が鉄鋼材料とは異なること、また破面観察から全体として組織の影響を強く反映した挙動を示すことなどを明らかにした⁽⁵⁾。

一方、微小疲労き裂の成長過程が機械や構造物の疲労寿命の大部分を占めることから、その挙動の把握が最重要課題となり、多くの研究が行われている。著者らも、これまでに数種類の材料について微小き裂成長挙動を詳細に調査し報告してきた^{(6)~(9)}。その結果、初期の微小き裂成長は個々の材料組織に依存して多様な挙動を示すものの、一般に組織の影響を顕著に受けることが明らかになった。上述したように、純チタンは大きき裂の成長においても組織の影響を反映した挙動を示すこと、また結晶構造がちゅう密六方構造であるなどの特性から、その微小き裂成長挙動は他の材料とは

異なる様相を呈することが予想され興味深い。

ところで、微小き裂成長において、組織の影響を受ける領域を微視組織的微小き裂と称しており、その成長速度は結晶粒界や結晶方位の影響を受けて大きく変動する。したがって、この領域の成長挙動の予測に対して、力学的パラメータの使用は困難となり、成長速度のばらつきを考慮した信頼性的手法が有力となる。こうした観点から、最近モンテカルロ法を用いた成長挙動のシミュレーションが行われており、一応の成果を挙げている^{(10)~(12)}。しかし、こうした手法は成長挙動の確率特性に関するち密な実験結果に基づかなければ実際とはかけ離れたものとなる恐れがある。現時点では、微小き裂成長挙動の確率特性に関する結果はきわめて少ない^{(13)~(15)}と言わざるを得ない。

そこで本研究では、純チタンを用いて回転曲げ荷重下で疲労試験を行い、微小疲労き裂成長挙動とその確率特性を実験的に詳細に調査した。それらの結果について報告する。

2. 実 験 方 法

実験に用いた材料は直径 13 mm の純チタン丸棒材 (TB 35 C) で、その化学成分および熱処理後の機械的性質をそれぞれ表 1 および表 2 に示す。本材料の平均

* 平成元年 10 月 14 日 第 67 期全国大会講演会において講演、原稿受付 平成元年 2 月 23 日。

^{*1} 正員、岐阜大学工学部 (〒501-11 岐阜市柳戸 1-1)。

^{*2} 学生員、岐阜大学大学院。

結晶粒径は約 $73\ \mu\text{m}$ 、標準偏差は約 $38\ \mu\text{m}$ である。

疲労試験片は直径 $8\ \text{mm}$ 、平行部 $10\ \text{mm}$ の平滑回転曲げ試験片であり、素材を所定の試験片形状寸法に機械加工後、平行部をエメリー紙で研磨し、続いてき裂の観察を容易にするために電解研磨を施した。その後、 $700^\circ\text{C} \cdot 1\ \text{h}$ の真空焼なまし処理を行って実験に供した。

試験機は容量 $98\ \text{N} \cdot \text{m}$ の小野式回転曲げ疲労試験機（繰返し速度：約 $33\ \text{Hz}$ ）であり、室温大気中で実験を行った。

微小き裂成長挙動の観察は所定の繰返し数で試験機を一時停止し、アセチルセルロースフィルムを用いて試験片表面のレプリカを採取する方法によった。試験終了後、光学顕微鏡によりき裂長さを測定した。なお、き裂の観察を容易にするために、画像処理装置を用いてき裂画像の強調処理を行った。応力拡大係数 K は、白鳥らの解析結果⁽¹⁶⁾を用いて求めた。

3. 実験結果

3.1 疲労強度 図1に $S-N$ 曲線を示す。疲労限度 σ_w は約 $240\ \text{MPa}$ であり、引張強さ σ_B に対する比は 0.55 である。

表1 材料の化学成分 (wt%)

H	O	N	Fe	Ti
0.0019	0.095	0.008	0.043	bal.

表2 材料の機械的性質

0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ MPa	Tensile strength σ_B MPa	Breaking strength on final area σ_B MPa	Elongation ϕ %	Reduction of area ψ %
324	434	776	28	57

図1 $S-N$ 線図

3.2 微小き裂成長挙動 図1の結果を参考にして、 $\sigma=300, 280\ \text{MPa}$ および $250\ \text{MPa}$ の3種類の応力で微小き裂成長挙動を測定した。なお、 $\sigma=250\ \text{MPa}$ では、成長挙動の確率特性を調べるために、任意に10本の試験片を割り当て、それぞれについて詳細な成長挙動の観察を行った。

3.2.1 き裂成長曲線 図2に表面き裂長さ $2c$ と繰返し数 N との関係を示す。 $\sigma=250\ \text{MPa}$ の場合、10本の試験片の間でき裂成長曲線はかなりばらつき、その結果として図1に示したように破断寿命 N_f もばらついている。ここで、本材料の疲労き裂は、図3に一例を示すように約 $130\ \mu\text{m}$ の長さの直線的なき裂が突然出現する、すなわち直線状の部分単位として発生するような特徴的な形態を示す。この直線状の部分の長さは、試験片ごとに異なり $20 \sim 130\ \mu\text{m}$ の範囲に分布しているので、これらの最大値 $2c=130\ \mu\text{m}$ を疲労き裂の発生と定義した。また、微小き裂成長の測定を行った試験片については、破面保存のために最終破断まで実験を行わなかったため、破断直前の $2c=4\ \text{mm}$ における寿命を N_f と定義した。図4に $2c$ と繰返し数比 N/N_f との関係を示す。前述のように定義した疲労き裂発生は $\sigma=300\ \text{MPa}$ において N_f の約 50% 、 $\sigma=280\ \text{MPa}$ において 25% 、 $\sigma=250\ \text{MPa}$ においては $7 \sim 60\%$ の範囲にばらついている。しかし、いずれの応

図2 き裂長さと繰返し数の関係

図3 疲労き裂の発生状況 ($\sigma=250\ \text{MPa}$)

力においても微小き裂の成長寿命が疲労寿命のかなりの部分を占めていることがわかる。図5に試験片表面における微小き裂成長の様相の一例を示す。この例は得られた結果の中で最も典型的な場合の一つで、前述したような直線状のき裂発生に続いて、初期のき裂成長は組織の影響を受けて大きく屈曲するのが特徴的である。その後、き裂の成長に伴って屈曲の程度は小さくなり、ほぼ荷重軸に垂直に成長するようになる。

3・2・2 き裂成長速度と最大応力拡大係数の関係
き裂成長速度 da/dN と最大応力拡大係数 K_{max} の関係を図6に示す。図6(a)は $\sigma=300, 280$ MPaの結果、図6(b)は $\sigma=250$ MPaの結果である。いずれも煩雑さを避けるために、実験点を省略し曲線で表示した。ここで、 da/dN はき裂深さ方向の成長速度であり、図7に示す実測されたアスペクト比(図7中の曲線)を

用いて求めた。また、 K_{max} についても図7の関係をを用いて、前述したように白鳥らの解⁽¹⁶⁾により求めた。なお、対象としたき裂の最小表面長さは約 $20\mu\text{m}$ であり、このような短いき裂の場合 ($2c < 0.4\text{ mm}$) に対しても da/dN および K_{max} の評価に図7の曲線を内挿した関係を用いた。図6には化学成分が若干異なる純チタン(TP35H)について、著者らによって得られている大きき裂の da/dN と応力拡大係数幅 ΔK の関係および da/dN と有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} の関係⁽⁵⁾を比較のため示してある。微小き裂の成長挙動における変動特性については後述することとし、ここでは微小き裂成長挙動の一般的様相について記述する。

純チタンの da/dN - K_{max} 関係は、著者らによってこれまで得られている他の材料^{(6)~(9)}と基本的には同

図4 き裂長さと繰返し数比の関係

図5 試験片表面における微小き裂の成長様相 ($\sigma=250$ MPa)

(a) $\sigma=300, 280$ MPa

(b) $\sigma=250$ MPa

図6 微小き裂の成長速度と最大応力拡大係数の関係

様の傾向を示す。いずれの応力の場合も、低 $K_{\max}$ 領域、すなわちき裂長さの短い領域では、微小き裂の da/dN - $K_{\max}$ 関係は大きき裂の da/dN - ΔK 関係や da/dN - ΔK_{eff} 関係の上方に位置し、微小き裂はかなり速く成長する。しかも、大きき裂の下限界応力拡大係数 ΔK_{th} はもちろんのこと、下限界有効応力拡大係数 $\Delta K_{\text{eff, th}}$ 以下でも成長する。さらに、この領域では結晶粒界や結晶方位に起因すると考えられる da/dN の一時的な低下がしばしば観察されている。また、応力が高いほど、 da/dN が速くなる傾向がある。

き裂の成長に伴い一時的な da/dN の低下は少なく、 da/dN - $K_{\max}$ 関係は徐々に大きき裂の関係に漸近する。 $K_{\max}=5\sim7\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で大きき裂の da/dN - ΔK_{eff} 関係と一致した後、 $K_{\max}=9\sim10\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で大きき裂の da/dN - ΔK 関係に近づき、それ以上の $K_{\max}$ で再び加速している。このような微小き裂の挙動は、き裂開口形成過程である力学的微小き裂→大きき裂とみなせるき裂→小規模降伏からの逸脱という遷移を示しているものと推察される。なお、以上の領域では da/dN の応力依存性はみられない。

3・2・3 成長速度の組織依存性と第 I 段階き裂の観察 $\sigma=250\text{ MPa}$ において得られた結果の中から、初期の微小き裂成長に及ぼす組織の影響の一例を図 8 に示す。図 8 (a) は表面におけるき裂成長速度 dc/dN とき裂長さの関係、図 8 (b) は表面におけるき裂成長様相、図 8 (c) は発生点近傍の破面の SEM 写真、図 8 (d) は破面上の A-A' 断面の形状である。図 8 (a) から明らかなように、 $2c=450\text{ }\mu\text{m}$ 程度まで dc/dN は組織の影響を受け、しばしば低下することがわかる。これ以上のき裂長さでは組織の影響は認められず、 dc/dN はき裂長さの増加に伴いほぼ単調に増加する。この $2c=450\text{ }\mu\text{m}$ は、 $\sigma=250\text{ MPa}$ で測定されたすべての結果の中で、組織の影響が出現する最大のき裂長さである。結果は省略するが、組織を現出させき裂経

路と詳細に対比した結果、 dc/dN の一時的低下は結晶粒界やき裂経路の屈曲した箇所が生じていることが明らかになった。組織の影響は結晶粒界そのものに起因することであろうが、主としてき裂を含む結晶粒と隣接する結晶粒との方位差に起因していると思われる。したがって、このような dc/dN に及ぼす組織の影響は、結晶粒の分布状態に依存する確率過程であると考えられる。それゆえ、試験片ごとに組織の影響の程度は異なることになり、事実ほとんど顕著な dc/dN の低下を示さない場合も観察された。

図 8 (c) にみられるように、図 8 (b) の発生点の直線的な部分に対応して、破面には比較的平坦でしま状の模様（または無特徴）を伴ったファセットが観察される。このような破面様相、図 8 (d) の断面形状、および志村ら⁽¹⁷⁾や小林ら⁽¹⁸⁾によって報告されている結果などから判断して、このファセットは第 I 段階き裂であると考えられる。この場合の第 I 段階き裂の深さは約 $76\text{ }\mu\text{m}$ である。異なる試験片で観察された第 I 段階ファセットの例を図 9 に示す。いずれの場合も典型的な第 I 段階き裂の破面様相が観察されている。図 9 (a) は深さが $142\text{ }\mu\text{m}$ であり、破面様相からファセッ

図 7 微小き裂のアスペクト比

図 8 き裂成長速度に及ぼす組織の影響と第 I 段階ファセットの例 ($\sigma=250\text{ MPa}$)

図 9 $\sigma=250$ MPa で観察された第 I 段階ファセットの例 図 10 第 I 段階き裂成長後の破面のフラクトグラフ ($\sigma=250$ MPa)

トは 2～3 結晶粒に及んでいることがわかる。しかし、図 9 (a)を除くすべての場合、図 9 (b)や図 9 (c)のようにファセット上に粒界の存在を示すこん跡はなく、ひとつの結晶粒にとどまっている。これらのファセット深さは、それぞれ 102 μm および 259 μm となっている。小林ら⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾はファセットの表面長さや深さの間に一定の関係があることを指摘しているが、本研究の場合、図 9 から明らかなようにファセットの形状はきわめて不規則である。

3・2・4 フラクトグラフィー 図 10 に第 I 段階き

図 11 微小き裂成長速度の分布 (対数正規確率紙)

き裂成長後の破面フラクトグラフを示す。 $K_{\max} < 5$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の場合、破面には粒内ファセットが観察され、結晶学的様相を呈している。この破面様相は大きな裂の下限界近傍で観察された破面様相⁽⁵⁾と類似している。 $K_{\max}$ が大きい場合、粒内破壊で本材料特有の溝状の破面が支配的となる。この破面様相も大きな裂の中間 ΔK 領域で観察されている⁽⁵⁾。

3・3 微小き裂成長挙動の確率特性

3・3・1 き裂成長速度の変動 図 2 に示したように、破断寿命 N_f はき裂発生やき裂成長過程の変動特性に依存してかなりばらついている。き裂発生のはらつきは後述することとし、ここでは成長速度の変動特性について述べる。図 6 (b)にみられたように、 $\sigma=250$ MPa における da/dN - $K_{\max}$ 関係は、10 本の試験片の間でかなりの変動を示す。予期されたように、 da/dN の変動は低 $K_{\max}$ 領域、すなわちき裂寸法の小さい領域で大きく、き裂の成長に伴って小さくなる傾向を示す。

成長速度の変動特性の $K_{\max}$ またはき裂寸法依存性を明確にするために、まず一定の $K_{\max}$ における da/dN の分布特性を調べた。これまでにいわゆる大き

裂の成長速度が一般に対数正規分布に従うことが知られている⁽²⁰⁾ので、ここでも成長速度を対数正規確率紙に整理した。その結果を図11に示す。図11から明らかなように、 K_{max} に無関係に微小き裂成長速度も対数正規分布によく従うことがわかる。次に、図11から得られる da/dN の対数の変動係数と K_{max} およびき裂深さの関係を図12に示す。変動係数は $K_{max} < 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では大きく K_{max} の増加に伴い減少するが、 $K_{max} \geq 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では小さく、ほぼ一定となる。

3.3.2 き裂発生寿命, 成長寿命および破断寿命の分布特性 き裂発生寿命 N_i および破断寿命 N_f , ならびにき裂成長寿命 $N_p (= N_f - N_i)$ の分布をワイブル確率紙にプロットした結果を図13に示す。これらの寿命は一般に対数正規分布またはワイブル分布に従うことが知られている⁽²⁰⁾。図13から明らかなように、本研究結果は2母数ワイブル分布に適合する。変動係数は N_i が最も大きく、一方 N_p の変動係数は最も小さい。しかし、図6(b)にみられたように、き裂寸法の小さい範囲で成長速度の変動が大きいから、き裂発生過程と初期の微小き裂成長過程が、 N_f の主たるばらつき要因となっていることがわかる。

4. 考 察

4.1 第I段階き裂について 第I段階ファセットは微小き裂成長の測定を行ったすべての試験片に観察された。それらの破面の例は、すでに図8および図9に示したとおりであり、その他のものについても類似の特徴を有している。しかし、深さはかなりばらついている。第I段階き裂深さ(ファセット深さ) a_I お

よびそれから求められる K_{max} (き裂形状は半円形と仮定)と応力 σ の関係を図14に示す。同一応力においても a_I はかなりばらつき、 a_I の応力依存性は不明確である。一方、 K_{max} については、前報のアルミニウム合金の場合⁽⁹⁾、 K_{max} が大きき裂の $\Delta K_{eff, th}$ とほぼ一致し、第I段階から第II段階き裂への遷移が力学的条件によって定まる結果が得られているが、純チタンの場合、図14から明らかなようにそのような傾向はみられない。しかし、大きき裂の $\Delta K_{eff, th}$ が下限を与えているようである。

図15に $\sigma = 250 \text{ MPa}$ において測定されたすべての a_I のばらつきを、本材料の結晶粒径 d のばらつきとともに対数正規確率紙にプロットした結果を示す。両者はともに対数正規分布に従っている。 a_I の分布の分散は、 d の分布のそれと等しいが、平均値はわずかに大きくなっている。このことから、 a_I の分布は、 d の最大値分布を反映していることが考えられる。したが

図13 き裂発生寿命, き裂成長寿命および破断寿命の分布(ワイブル確率紙)

図12 微小き裂成長速度の変動係数の最大応力拡大係数依存性

図14 第I段階ファセット深さおよび最大応力拡大係数と応力の関係

って、第Ⅰ段階き裂深さの評価には、結晶粒径の極値分布について考慮することが必要となるであろう。

以上のことから、第Ⅰ段階から第Ⅱ段階き裂への遷移は、力学的条件のみで定まるのではなく、組織的条件に強く依存するものと考えられる。この点は、すでに小林ら⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾によっても指摘されており、第Ⅰ段階から第Ⅱ段階き裂への遷移が応力拡大係数で表示できず、結晶粒のすべり特性が関与することを示唆している。疲労き裂は組織の中の都合のよい方位を有する結晶粒や粗大結晶粒などから発生するから、第Ⅰ段階き裂深さも各結晶粒のすべり特性や結晶粒径に支配され、またそれらの確率特性を反映したものとなる。

4.2 微視組織的微小き裂と第Ⅰ段階き裂 図8に示したように、 $\sigma=250$ MPaの微小き裂成長において、 dc/dN に組織の影響が現れる最大の表面き裂長さは約450 μm であった。著者らはこの長さまでのき裂を組織の影響を受ける微小き裂という意味において、微視組織的微小き裂と称している⁽⁶⁾。2c=450 μm はき裂深さ $a=200$ μm に相当し、この深さはまた $K_{\max}=5$ MPa $\sqrt{\text{m}}$ 程度に対応している。図6において微小き裂と大きき裂の $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係は、ほぼこの $K_{\max}$ の値で一致している。本材料では、これまでの著者らの分類に基づけば、2c=450 μm で微視組織的微小き裂からき裂閉口に支配される力学的微小き裂に遷移したという解釈になる。

ところで、著者らは数種類の鉄鋼材料およびアルミニウム合金に関する詳細な微小き裂成長の観察結果から、微視組織的微小き裂が第Ⅰ段階き裂にほかならないことを明らかにしてきた⁽⁷⁾⁻⁽⁹⁾。すなわち、せん断形のすべり機構によりき裂が成長する結果、結晶粒の方

位の影響を顕著に受けることになり、成長速度の変動が出現したものと考えられる。しかし、純チタンの場合、第Ⅰ段階き裂の深さは多くは結晶粒オーダであり、微視組織的微小き裂とは一致しない。第Ⅰ段階き裂に続く領域で、かつ成長速度に組織の影響がみられた領域は、荷重軸にほぼ垂直に成長しており、また破面様相(図10)も明らかに第Ⅰ段階き裂のものではない。このことからこの領域は第Ⅱ段階き裂(Ⅱa段階)と判断される。このように、本材料の場合、第Ⅱ段階に遷移した後も組織の影響が顕著に認められるが、これまでの著者らの結果においてもこれと類似の結果が一例だけ観察されている⁽⁸⁾。それはフェライト-パーライト鋼の低応力における微小き裂成長において、第Ⅱ段階に遷移した後もフェライト-パーライト境界で成長速度が低下した場合である。この結果や本研究結果は、き裂駆動力に比して組織の阻止効果が相対的に非常に強い場合は、こうした挙動が出現するものと考えられる。純チタンは周知のようにちゅう密六方結晶構造であるからすべり系の数が少なく、隣接する結晶粒における変形の高い不適合性に起因して、他の結晶構造を有する材料よりも組織の影響を顕著に受けたものと思われる。

4.3 微小き裂成長速度の変動の支配因子 図12に示したように、 $K_{\max}<5$ MPa $\sqrt{\text{m}}$ の範囲では、微小き裂成長速度の変動係数は大きく、 $K_{\max}$ またはき裂深さの増大に伴い減少した。この範囲は前述したように、 dc/dN に組織の影響が現れる領域と正確に一致している。このことから、試験片間の成長速度の変動も、試験片ごとに異なる組織的因子、すなわち結晶粒界や結晶粒の方位に起因することが理解できる。ほぼ $K_{\max}=3$ MPa $\sqrt{\text{m}}$ でき裂深さと平均結晶粒径とが等しいから、図12にみられるように、この $K_{\max}$ の近傍で成長速度の変動係数が著しく大きくなっている。木村ら⁽¹⁰⁾は成長速度の変動を調べた研究において、その変動係数が $K_{\max}$ の増加に伴い低下すること、またパラメータとしてき裂先端塑性域寸法と結晶粒径との比を用いることによって、材料や応力にかかわらず変動係数が一義的に表されることを見いだしている。このことから、成長速度の変動がき裂成長に関与する領域内の組織的不均一によることを指摘している。本研究の場合、平面ひずみ塑性域寸法が結晶粒径と同程度となるのは約 $K_{\max}=8.5$ MPa $\sqrt{\text{m}}$ となる。しかし、この $K_{\max}$ では変動係数はすでに小さくなっている(図12)。彼らの研究では、き裂発生源として小穴を設けているため、いわゆる微視組織的微小き裂の領域が存在しない場合で

図15 第Ⅰ段階ファセット深さと結晶粒径の分布(対数正規分布)

あると考えられる。この点が本研究とは明確に異なっており、本研究結果は、き裂寸法が組織的オーダの小さい場合には、さらに成長速度の変動が大きくなることを示している。

最後に、本研究では微小き裂の成長挙動の評価については触れなかった。これは、第I段階き裂と微視組織的微小き裂が一致しないことに起因して、微視組織的微小き裂と力学的微小き裂の区別が明確でないからである。しかし、この点はき裂開閉挙動の測定により明らかになると思われる。今後の課題である。

5. 結 言

本研究では、純チタンの微小疲労き裂成長挙動とその確率特性を実験的に明らかにする目的で、回転曲げ荷重下で詳細な実験を行った。その結果、以下の結論が得られた。

(1) 微小き裂の da/dN - $K_{\max}$ 関係は、 $K_{\max} < 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で大きき裂の da/dN - ΔK 関係および da/dN - ΔK_{eff} 関係の上方に位置し、微小き裂はかなり速く成長する。しかも、大きき裂の下限界値 ΔK_{th} や $\Delta K_{\text{eff}, th}$ 以下でも成長する。

(2) 表面き裂長さ $2c = 450 \mu\text{m}$ まで、微小き裂成長は組織の影響を顕著に受け、成長速度が一時的に低下する(微視組織的微小き裂)。これは結晶粒界やき裂経路の屈曲した箇所で生じている。

(3) 観察したすべての場合、第I段階ファセットが認められた。その深さはかなりばらつく(深さ $a_I = 40 \sim 259 \mu\text{m}$ で対数正規分布に従う)が、多くの場合結晶粒オーダであり、寸法的に微視組織的微小き裂($2c = 450 \mu\text{m}$ であり、これは深さ $a = 200 \mu\text{m}$ に相当)とは一致しない。

(4) 第I段階から第II段階き裂への遷移は、力学的条件のみでは表示されず、組織的因子に強く支配されている。

(5) 微小き裂成長速度のばらつきは、 $K_{\max}$ またはき裂寸法にかかわらず、対数正規分布に従う。また、その変動係数は、き裂寸法が結晶粒オーダ($K_{\max} = 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)のとき著しく大きく、 $K_{\max}$ の増大に伴い低下し、 $K_{\max} \geq 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ でほぼ一定となる。

(6) き裂発生寿命、き裂成長寿命および破断寿命は2母数ワイブル分布に従う。破断寿命のばらつきは、主としてき裂発生寿命および初期の微小き裂き裂成長のばらつきに起因している。

文 献

- (1) Robinson, J. L. and Beevers, C. J., *Met. Sci. J.*, **7**(1973), 153.
- (2) Walker, N. and Beevers, C. J., *Fatigue Eng. Mater. Struct.*, **1**(1979), 135.
- (3) Ward-close, C. M. and Beevers, C. J., *Metall. Trans., A*, **11A**(1980), 1007.
- (4) 高尾・ほか2名, 機論, **51**-462(1985), 450.
- (5) 小川・ほか2名, 材料, **38**-432(1989), 1026.
- (6) 戸梶・ほか3名, 材料, **34**-385(1985), 1160.
- (7) 戸梶・ほか2名, 材料, **35**-391(1986), 394.
- (8) 戸梶・ほか2名, 機論, **54**-501(1988), 884.
- (9) 戸梶・ほか2名, 材料, **38**-432(1989), 1019.
- (10) 木村・ほか3名, 機論, **42**-353(1976), 1.
- (11) 北村・大谷, 機論, **53**-490(1987), 1064.
- (12) 秋庭・田中, 第19回疲労シンポジウム前刷集, (1988), 81.
- (13) 佐々木・ほか3名, 機論, **54**-499(1988), 426.
- (14) 城野・ほか3名, 材料, **37**-420(1988), 1003.
- (15) 佐々木・ほか2名, 機論, **55**-509(1989), 22.
- (16) 白鳥・ほか3名, 機論, **53**-488(1987), 779.
- (17) 志村・篠原, 金属誌, **32**-6(1968), 559.
- (18) 小林・ほか2名, 材料, **27**-300(1978), 859.
- (19) 小林・ほか2名, 材料, **25**-276(1976), 881.
- (20) 例えば, 戸梶, 機械の研究, **40**-4(1988), 532.

討 論

〔質問〕 木村雄二〔工学院大学〕

純チタンの微小疲労き裂成長挙動とその確率的特性に対する検討に興味深く読ませていただいたが、以下の諸点についてご教示いただきたい。

(1) き裂寸法が組織的オーダである小さい場合に、き裂成長速度の変動がさらに著しく大きくなる要因ならびにそのメカニズムをどのようにお考えか。質問者が提案したき裂進展の確率モデル(付1)(付2)によれば、 da/dN の値とき裂が進展しつつある結晶粒の寸法 d が、相対的にさらに $d \gg da/dN$ となるため、応力

繰返し1回ごとの da/dN の変動がマクロなき裂進展曲線に反映される程度が高まると考えられるが、これだけでは説明不十分な他の機構が存在するのか。

(2) (1)の質問とも関連するが、H. C. P. 構造を有するTiの場合等価なすべり系の数が少なく、そのためB. C. C. およびF. C. C. 金属よりも粒界における

(付1) 木村・同記, 材料, **32**-361(1983), 1144.

(付2) Kimura Y. and Kunio, T., *Eng. Fract. Mech.*, **28**-516(1987), 795.

き裂の停留が起こりやすくなり、これが da/dN の見掛け上の変動の支配因子となり得ると考えるがこの点はいかがか。また、図5の微小き裂の微視的なき裂進展速度の大小と粒界等の組織との対応はいかがであったか。

(3) 図12に示された da/dN の変動の変動係数 $C. V.$ の値は、対数をとらない場合何%くらいに相当するのか。

(4) 観察された微小き裂の数は試験片1本につき何本くらいであったのか。また、図2に示されたき裂進展曲線は、その内の最大サイズのものと考えてよいのか。

(5) 図15の解釈に関する548ページ右欄16, 17行めの記述であるが、 a_1 の分布が d の最大値分布を反映すれば、極値理論の観点からは a_1 の分布の分散は d のそれに比較して小さくなる傾向になるものと考えてるが、この点はいかがか。

〔回答〕 (1) ご質問の後半の部分が必ずしも十分理解できないので、前半に関してお答えさせていただく。

まず、き裂成長速度の変動要因は、結晶方位や結晶粒界などの組織的因子であると考えており、この点では基本的に質問者と同意見であると思う。

しかし、質問者らのご研究は、論文中に引用させていただいた文献から判断する限り、第II段階のき裂成長を対象としており、変動係数の大きい成長領域は第II a段階におけるものと考えられる。

一方、著者らは本研究を含め、詳細な観察を通じて組織の影響を顕著に受けるき裂は第I段階き裂にほか

ならないことを明らかにしてきた。周知のとおり、第I段階き裂は結晶粒のすべり面に沿って結晶学的に成長するので、上述した組織因子の影響を極めて受けやすく、その結果成長速度の変動も著しく大きくなるものと考えている。本研究の純チタンの場合、き裂寸法が組織のオーダであるときは、上述のような第I段階き裂成長機構によるものである。

(2) ご指摘のとおりである。図8に示したような詳細な観察によって、き裂成長速度の低下は結晶粒界やき裂の屈曲箇所が生じていることを確認している。

(3) 図12において、例えば最も変動係数の大きい $K_{\max}=2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では約120%、中間の $K_{\max}=5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では45%、 $K_{\max}=12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では23%である。

(4) 試験片1本当たりのき裂数は調べていない。一般的傾向と思われるが、繰返し応力が高いほど、き裂数も多かった。なお、 $\sigma=250 \text{ MPa}$ ではき裂数は1~2本で、多くの場合主き裂(最終破断に導いたき裂)の単独成長であった。本研究で示した微小き裂成長挙動は、主き裂のみを対象としている。

(5) 疲労き裂が組織中の粗大結晶粒から発生しやすい傾向があることから推論したものであるが、き裂発生は結晶粒寸法のみでは決まらず、その方位が重要であるから、必ずしも組織中の最大寸法の結晶粒から発生するとも言えない。しかし、 a_1 の分布が大きい結晶粒の分布を反映したものであることは考えられる。

分散の傾向についてはご指摘のとおりと考えるが、現時点ではまだ推論の段階であり、今後さらに検討したいと考えている。