純チタンの微小疲労き裂成長挙動の結晶粒径依存性*

戸 梶 恵 郎^{*1}, 小 川 武 史^{*1}, 大 矢 耕 二^{*2}The Effect of Grain Size on Small Fatigue Crack Growth
in Pure Titanium

Keiro TOKAJI, Takeshi OGAWA and Kohji OHYA

The growth behaviour of small fatigue cracks was studied on both fine- and coarse-grained materials of pure titanium under axial loading ($R = -1$), and the growth behaviour and its statistical properties on coarse-grained material were also investigated under rotating bending and were compared with the results of fine-grained material in a previous report. As the growth rate data are plotted in terms of an effective stress intensity range, small cracks still grow faster than large cracks in a small crack regime. Small cracks of coarse-grained material show higher growth rates than fine-grained material due to a much smaller effect of microstructures such as the grain boundary and crack deflection. Stage-I facets are observed in all specimens and their depths are less than the maximum grain size estimated by the statistics of extreme values. However, the distribution of Stage-I facet depths corresponds to the maximum distribution of grain size of the materials. The growth rates of small cracks follow a log-normal distribution independent of grain size. The coefficient of variation of the crack growth rate in coarse-grained material is less than that in fine-grained material. The coefficient of variation is significantly large at $a/d < 3$ (a : crack depth, d : grain size), showing that the relative size of microstructurally small cracks is not dependent on grain size.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Nonferrous Metal, Pure Titanium, Small Crack, Grain Size, Stage-I Crack, Microstructure, Statistical Property

1. 緒 言

純チタンは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り、最近その疲労特性に関するデータが蓄積されつつある^{(1)~(7)}。

著者らは純チタンの大きき裂の進展挙動を調査し、進展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指摘した⁽⁶⁾。さらに、前報⁽⁷⁾では、微小き裂成長挙動とその確率特性について検討し、微視組織の微小き裂(成長速度が組織の影響を顕著に受けるき裂)は第I段階き裂とは必ずしも一致せず、その成長は第II段階に移行した後も組織の影響を受けること、第I段階き裂はほぼ結晶粒オーダであること、さらに成長速度の変動はき裂長さが結晶粒径と同等のとき最大となることなどを明らかにした。以上のように、これらはいずれも組織に強く依存した挙動である。したがって、結晶粒径を変えて上述の挙動を調べることは、純チタンの微小き裂成長挙動を理解する上で、重要かつ

興味ある問題である。

そこで、本研究では、軸荷重下において純チタンの細粒材および粗粒材を用いて微小き裂成長挙動を調べるとともに、回転曲げ荷重下においても粗粒材を用いて微小き裂成長挙動およびその確率特性を調査し、すでに得られている細粒材の結果⁽⁷⁾と比較した。これらの結果をもとに、微小き裂成長挙動の結晶粒径依存性について検討した。

2. 材料および実験方法

供試材は、工業用純チタンの板材 TP35H (板厚 10 mm) および丸棒材 TB35C (直径 13 mm) であり、後者は前報⁽⁷⁾と同一材料である。材料の化学成分を表 1 に示す。

上記素材から、最小断面部幅 5 mm、厚さ 4 mm の板状試験片と直径 8 mm、平行部 10 mm の丸棒平滑試験片を機械加工し、それぞれ軸荷重および回転曲げ疲労試験に用いた。いずれの試験片も、加工後表面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、板状試験片については 700°C・1 時間および 850°C・10 時間の真空焼なましを、また丸棒試験片については後者の熱処理を施し、結晶粒径を調整した。得られた平均結晶粒径 d は、板

* 平成 2 年 11 月 29 日 材料力学講演会において講演、原稿受付 平成 3 年 5 月 7 日。

^{*1} 正員、岐阜大学工学部 (〒501-11 岐阜市柳戸 1-1)。

^{*2} 准員、大同特殊鋼(株) (〒457 名古屋市南区大同町 2-30)。

状試験片では 27 μm (細粒材) および 90 μm (粗粒材), 丸棒試験片では 115 μm (粗粒材) であった。これらの材料の機械的性質を表 2 に示す。なお、参考のために、丸棒材については前報の細粒材の結果 ($d=73\mu\text{m}$)⁽⁷⁾ も示した。板状試験片 (TP35H) においては、粗粒材の耐力が細粒材よりも高くなっているが、理由は不明である。

実験は、軸荷重試験には容量 49 kN の電気油圧式サーボ疲労試験機 (繰返し速度: 10 Hz, 応力比 $R=-1$), 回転曲げ試験には容量 98 N $\cdot$ m の小野式回転曲げ疲労試験機 (繰返し速度: 約 33 Hz) を用いて、室温大気中で行った。微小き裂成長挙動の観察は、所定の

表 1 材料の化学成分 (wt.%)

Material	H	O	N	Fe	Ti
TP35H	0.0005	0.101	0.005	0.006	bal.
TB35C	0.0019	0.095	0.008	0.043	

表 2 材料の機械的性質

Material	Grain size	0.2% proof stress	Tensile strength	Breaking strength on final area	Elongation	Reduction of area
	$d\ \mu\text{m}$	$\sigma_{0.2}\ \text{MPa}$	$\sigma_B\ \text{MPa}$	$\sigma_T\ \text{MPa}$	$\phi\ \%$	$\psi\ \%$
TP35H	27	284	411	736	39	60
	90	311	397	646	41	60
TB35C	73	324	434	776	28	57
	115	246	383	863	39	69

(a) 軸荷重 (引張り-圧縮)

(b) 回転曲げ

図 1 S-N 線図

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、画像処理装置を援用して光学顕微鏡によりき裂長さを測定した。また、破面観察には走査型電子顕微鏡を用いた。

応力拡大係数 K の計算には軸荷重に対しては Newman-Raju の解析結果⁽⁸⁾ を、回転曲げに対しては白鳥らの解析結果⁽⁹⁾ を用いた。

3. 実験結果

3.1 疲労強度 図 1 に S-N 線図を示す。いずれの荷重下の場合も、細粒材の疲労強度は粗粒材よりも高い。なお、細粒材および粗粒材の疲労限度 σ_w は、軸荷重の場合、それぞれ 210 MPa, 130 MPa, 回転曲げの場合、240 MPa, 220 MPa である。

3.2 き裂発生様相 粗粒材におけるき裂発生直後の様相を図 2 に示す。回転曲げ荷重下ではすべり帯が観察されないのに対して [図(b)], 軸荷重下では結晶粒内のすべり帯が極めて明りょうであり [図(a)], き裂はすべり帯から発生していることがわかる。いずれも発生直後のき裂は直線的な形態を示している⁽⁴⁾ が、これは本材料の平面すべり特性によるものと思われる。以上のようなき裂発生形態は、基本的には負荷形式や結晶粒径には依存しないが、細粒材ではき裂を含む結晶粒と周辺にすべり帯が観察されない場合が多かった。

3.3 微小き裂成長特性 S-N 曲線を参考に、軸荷重試験の場合、細粒材については $\sigma_{\max}=290$ および 230 MPa, 粗粒材については 180 および 170 MPa の応力で、また回転曲げ試験の場合、 $\sigma=250, 240$ および 230 MPa の応力で微小き裂成長挙動を調査した。なお、 $\sigma=240$ MPa では、任意に 10 本の試験片を割り当て、個々の試験片について詳細な成長挙動の観察を行い、その確率特性も検討した。

3.3.1 き裂成長様相 軸荷重下の細粒材と粗粒材のき裂成長様相を図 3 に示す。前述したような直線状のき裂発生に続いて、いずれの材料も初期の微小き

(a) 軸荷重 ($\sigma=170\text{ MPa}$) (b) 回転曲げ ($\sigma=240\text{ MPa}$)
図 2 粗粒材におけるき裂発生様相

裂成長挙動は、組織の影響に起因した顕著な屈曲を示す。その後、き裂の成長に伴ってその程度は小さくなり、ほぼ荷重軸に対して垂直に成長するようになる。全体として、粗粒材の場合、細粒材と比べてき裂経路は複雑で、大きな屈曲や分岐も生じている。なお、このような成長様相の特徴は、回転曲げ荷重下の場合も基本的に同様である。

3・3・2 き裂成長挙動 軸荷重下の内部方向のき裂成長速度 da/dN と最大応力拡大係数 K_{max} の関係を図4に示す。ここで、き裂深さ a はアスペクト比 $a/c=1$ と仮定して、表面き裂全長 $2c$ から求めた。比較のため、大きき裂の $da/dN-\Delta K$ 関係および $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係⁽⁶⁾ を図中に併記した。細粒材の場合、 $\sigma_{max}=290$ MPa の $da/dN-K_{max}$ 関係は、全体的に大きき裂の

(a) 細粒材 ($\sigma=230$ MPa)

(b) 粗粒材 ($\sigma=170$ MPa)

図3 軸荷重下の微小き裂成長様相

図4 軸荷重下のき裂成長速度と最大応力拡大係数の関係

$da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係より加速側に位置している。この応力は0.2%耐力を越えていることから、 da/dN の顕著な加速は巨視的塑性変形に起因するものと思われる。また、 $\sigma_{max}=230$ MPaでは、低 K_{max} 領域においてのみ加速を示す。一方、粗粒材の $da/dN-K_{max}$ 関係は、いずれの応力の場合も大きき裂の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係より加速側にあり、加速の程度は低 K_{max} 領域において顕著である。公称的に弾性的な繰返し応力の結果に注目すれば、粗粒材のほうが細粒材よりも高い成長速度を示す。

き裂をはさむ二点間変位を測定する方法⁽¹⁰⁾により、細粒材の $\sigma_{max}=290$ MPa および粗粒材の $\sigma_{max}=180, 170$ MPa についてき裂開口閉口挙動を測定した。結果は省略するが、いずれの場合も応力-変位関係に折れ曲がりが見られず、き裂は全負荷範囲において開口していることがわかった。このようなき裂開口の消失は、細粒材の $\sigma_{max}=290$ MPa では前述したように巨視的塑性変形に依るものであり、また粗粒材ではき裂周辺にすべり帯を伴う結晶粒が数多く観察された〔図3(b)参照〕ことから、かなりの繰返し塑性変形を生じており、それに起因するものと思われる。測定結果に基づいて、 $\Delta K_{eff}=2K_{max}$ として da/dN を ΔK_{eff} で整理した結果を図5に示す。上述したように、いずれの結果も塑性変形が支配的であるから、厳密には ΔJ などの弾塑性パラメータの使用が必要と考えられるが、き裂の短い領域を除けば ΔK_{eff} によっても da/dN の加速挙動を説明できる。しかし、細粒材では $\Delta K_{eff} \leq 7$ MPa $\sqrt{m}$ 、また粗粒材では $\Delta K_{eff} \leq 6$ MPa $\sqrt{m}$ においては、依然として大きき裂より加速している。これらの

図5 軸荷重下のき裂成長速度と有効応力拡大係数幅の関係

ΔK_{eff} の値に対応するき裂深さは、細粒材では 100 μm 、粗粒材では 200 μm 程度であり、後述する第 I 段階ファセット寸法と対応する。すなわち、上記の領域における微小き裂の加速は成長機構の相違に起因すると考えられる。

回転曲げ荷重下の粗粒材の $2c$ と繰返し数 N の関係を図 6 に示す。 $\sigma=240 \text{ MPa}$ の 10 本の試験片間で、き裂成長曲線はかなりばらつくことがわかる。いま、き裂発生寿命 N_f を $2c=64 \mu\text{m}$ に達したときの繰返し数として定義すると、 N_f の疲労寿命 N_f に対する比は 10~60% となる。このような N_f およびき裂成長過程におけるばらつきに起因して、 N_f は約 3 倍程度のばらつきを示す。なお、細粒材の場合⁽⁷⁾と同様に、き裂発生から $2c=1 \text{ mm}$ までの微小き裂成長過程は N_f の 55~85% であり、 N_f の大部分を占めている。図 7

図 6 回転曲げ荷重下の粗粒材におけるき裂成長曲線

に da/dN と K_{max} の関係を示す。図 (a) は $\sigma=250$ および 230 MPa、図 (b) は $\sigma=240 \text{ MPa}$ の結果である。なお、アスペクト比は細粒材の結果⁽⁷⁾を用いた。結果はいずれも煩雑さを避けるため曲線で表示し、比較のため細粒材 $\sigma=250 \text{ MPa}$ の結果⁽⁷⁾を図 8 に再掲した。図 7 から明らかなように、粗粒材の微小き裂成長挙動は細粒材の場合⁽⁷⁾と全く同様であり、低 K_{max} 領域では大きき裂よりも加速し、 K_{max} の増加に伴って大きき裂の関係に漸近する傾向を示す。 $\sigma=250$ および 230 MPa の da/dN - K_{max} 関係は、それぞれ $\sigma=240 \text{ MPa}$ のばらつき帯の上限と下限に位置しており [図 (a)], 応力レベル依存性が認められる。図 7 (b) と図 8 の比較から、低 K_{max} 領域においては、細粒材の平均的な成長速度は、その一時的な低下や停留に起因して粗粒材よりも減速側にあり、また 10 本の試験片間の da/dN の変動は大きくなっていることがわかる。

3.4 き裂成長速度の確率特性 da/dN の変動特性を詳細に調べるために、回転曲げ荷重下において同一応力で行った 10 本の試験片の各 K_{max} における da/dN を対数正規確率紙にプロットした結果を図 9 に示す。すでに報告した細粒材の場合⁽⁷⁾と同様に、 da/dN は K_{max} に無関係に対数正規分布に従うことがわかる。この結果から得られる da/dN の対数の変動係数 η と、 a を平均結晶粒径 d で正規化した無次元き裂深さ a/d の関係を、細粒材の結果とともに図 10 に示す。図から明らかなように、 η の a/d 依存性は粗粒材および細粒材とも同様の傾向を示しており、 $a/d < 3$ の領域において η が大きい。これは後述するように、

(a) $\sigma=250, 230 \text{ MPa}$

(b) $\sigma=240 \text{ MPa}$

図 7 回転曲げ荷重下のき裂成長速度と最大応力拡大係数の関係 (粗粒材)

図 8 回転曲げ荷重下のき裂成長速度と最大応力拡大係数の関係 (細粒材, $\sigma=250 \text{ MPa}$)

組織の影響に起因するものであるが、粗粒材ではその影響が小さいことを反映して、 η が細粒材よりも小さくなっている。また、いずれの材料においても、き裂寸法がほぼ結晶粒オーダのとき、 da/dN のばらつきが大きいことがわかる。

3・5 組織の影響と破面観察 これまでに示してきたように、き裂成長速度の変動は低 $K_{\max}$ 領域で大きい。この変動の生じる原因について調べるために、同一応力の10本の試験片の初期微小き裂成長挙動を、表面における成長速度 dc/dN と表面き裂長さの関係として、実験点を省略し一括して図11に示す。なお、比較のため前報の細粒材の結果⁽⁷⁾も示した。この結果は表示方法は異なるが、図7(b)および図8の低 $K_{\max}$ 領域の結果に対応するものである。図から明らかなように、粗粒材では $2c \leq 880 \mu\text{m}$ 、細粒材では $2c \leq 550 \mu\text{m}$ の領域において、 dc/dN の一時的な低下や停

留が観察される。き裂成長経路と組織との対比から、このような成長速度の変動は、結晶粒界やき裂屈曲に起因して生じていることがわかった。また、変動の程度および頻度は、明らかに細粒材で著しい。このような傾向は軸荷重下においても全く同様であった。以上のように、負荷形式にかかわらず、粗粒材では細粒材ほど組織の影響が顕著に現れない。

SEM 観察の結果、き裂成長挙動を調査した全試験片において、き裂発生点近傍に無特徴で平坦なファセットが認められた。一例として、回転曲げ荷重下で観察された粗粒材のファセットを図12に示す。ファセッ

図9 回転曲げ荷重下の微小き裂成長速度の分布 (対数正規確率紙, 粗粒材, $\sigma=240 \text{ MPa}$)

図10 微小き裂成長速度の変動係数と無次元き裂深さの関係 (回転曲げ)

(a) 粗粒材 ($\sigma=240 \text{ MPa}$)

(b) 細粒材 ($\sigma=250 \text{ MPa}$)

図11 き裂成長速度に及ぼす組織の影響 (回転曲げ)

(a) $a_1=136 \mu\text{m}$

(b) $a_1=133 \mu\text{m}$

図12 第I段階ファセットの観察例 (回転曲げ, 粗粒材, $\sigma=240 \text{ MPa}$)

トの様相と荷重軸から 45° 傾斜していることから、このファセットは第 I 段階き裂と判断される。同様のファセットが軸荷重下でも観察されている。観察結果の多い回転曲げ荷重下の第 I 段階ファセット深さ a_I と応力の関係を図 13 に示す。粗粒材の $\sigma=240$ MPa の a_I は $100\sim 190\ \mu\text{m}$ であり、平均結晶粒径 ($115\ \mu\text{m}$) よりやや大きい。また、 $\sigma=250$ および 230 MPa の a_I は、それぞれ 180 および $90\ \mu\text{m}$ であり、 $\sigma=240$ MPa の a_I のばらつきの上限と下限に位置している。さらに、細粒材の $\sigma=250$ MPa の a_I は、粗粒材よりも深さの小さいほうに偏っていること、また軸荷重下でも、 a_I は細粒材で $30\sim 100\ \mu\text{m}$ 、粗粒材で $106\sim 228\ \mu\text{m}$ となっており、結晶粒径の相違を反映していることがわかる。

4. 考 察

4.1 微小き裂成長速度の結晶粒径依存性 図 4、図 7 および図 8 から明らかなように、一般に低 $K_{\max}$ 領域、すなわちき裂の短い領域（後述の微視組織的微小き裂の領域）において、微小き裂成長速度の結晶粒径依存性が認められ、き裂成長速度は粗粒材のほうが細粒材よりも加速側にある。これは、細粒材で顕著に認められた結晶粒界、結晶方位やき裂屈曲に起因する成長速度の一時的な低下および停留が粗粒材ではほとんど現れない（図 11）ことに関係していると思われる。このような粗粒材と細粒材における組織の影響の相違として、以下の点が考えられる。

(1) 粒界において、き裂が成長速度の一時的な低下または停留を示すか否かは、き裂駆動力と粒界の阻止効果に依存する。結晶方位差などに起因する粒界の阻止効果は、結晶粒径にかかわらず一定であると考えられる。いま、最初の結晶粒界にき裂先端が達した状

態を考えると、細粒材よりも粗粒材においてき裂の絶対寸法が大きく、き裂駆動力も大きい。したがって、粗粒材では成長速度の低下または停留は、細粒材ほど顕著でなくなる。

(2) 粗粒材および細粒材において、同一のき裂長さを考えるとき、そのき裂が横切る結晶粒界の数は粗粒材のほうが少ない。したがって、確率的に成長速度の変動や停留は、粗粒材で生じ難くなる。

(3) き裂成長速度の変動（低下）は、大きな屈曲よりも頻度高い小さな屈曲を生じるときに顕著であることが、実験的に確認されている⁽¹¹⁾。

以上のような細粒材における優れた初期微小き裂成長抵抗は、細粒材が粗粒材よりも高い疲労強度（長寿命）を示す一因となっていると思われる。

4.2 第 I 段階き裂と結晶粒径 細粒材において、第 I 段階き裂深さ a_I の分布が結晶粒径 d の大きいほうに偏っていたことから、 a_I の分布は d の最大値分布を反映していることが推察された⁽⁷⁾。そこで、ここでは a_I と d との関係について検討する。まず、両材について a_I と d の最大値との関係を極値統計を用いて検討してみた。基準面積（粗粒材： $S_0=0.281\ \text{mm}^2$ 、細粒材： $0.248\ \text{mm}^2$ ）における最大結晶粒径 $d_{j,\max}$ (j は基準面積の番号：1～20) の累積頻度分布を極値確率紙上にプロットし、その延長線と試験片の平行部表面積 $S=249.2\ \text{mm}^2$ の S_0 に対する再帰期間 T との交点から、試験片に含まれる最大結晶粒径 $d_{\max,e}$ が推定できる⁽¹²⁾⁽¹³⁾。この値は粗粒材で $d_{\max,e}=430\ \mu\text{m}$ 、細粒材で $d_{\max,e}=310\ \mu\text{m}$ であり、図 13 に示した a_I の値よりもかなり大きい。しかし、後述するように、 a_I が結晶粒径の $1/2$ に対応するとすれば、 $(d_{\max,e})/2$ はほぼ a_I の最大値を与えているようである。以上のように、 a_I が最大結晶粒に対応しないことは、き裂発生が結晶粒径のみでは決まらないことを示している。き裂発生に対しては結晶方位が重要であり、試験片に含まれる最大結晶粒がき裂発生に対して都合の良い方位を有する確率は低いから、むしろ上述の結果は当然といえる。

次に、粗粒材および細粒材において測定された a_I のばらつきを、結晶粒径 d とともに対数正規確率紙にプロットした結果を図 14 に示す。また、上記各 S_0 における最大結晶粒径の $1/2$ である $(d_{\max}/2)$ の分布もプロットしてある。ここで、結晶粒径の $1/2$ とした理由は、試験片表面の結晶粒は自由表面で切られているから、それらの平均的深さは結晶粒径の $1/2$ に対応すると考えられるからである。細粒材と同様に、粗粒材の a_I は結晶粒オーダではあるが、その分布はいくらか結晶粒径の大きいほうに偏っている。また、粗粒材

図 13 回転曲げ荷重下の第 I 段階ファセット深さと応力の関係

の a_1 の分布は、 $(d_{\max}/2)$ の分布（最大値分布）とよく一致しており、細粒材については若干分散が異なるが、その平均値はほぼ等しくなっている。

以上の検討から、き裂は比較的大きい結晶粒の中で、結晶方位の条件を満足した結晶粒に発生すると考えられ、第Ⅰ段階き裂深さの分布を、結晶粒径の最大値分布から推定することが可能と考えられる。

ところで、アルミニウム合金の場合、第Ⅰ段階き裂から第Ⅱ段階き裂への遷移は、 $K_{\max}$ 、すなわち力学的条件によって定まることが示されている⁽¹⁴⁾。純チタンの場合、すでに示してきたように、同一応力下のファセット寸法は大きくばらつくこと（図13、図14）、また上述の検討などから、第Ⅰ段階き裂から第Ⅱ段階き裂への遷移は、力学的因子よりも組織的因子に強く支配されていることは明らかであり⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾、当然ファセット深さを $K_{\max}$ で整理しても、遷移はそれによって規定されない。

4.3 成長速度の変動と微視組織的微小き裂 き裂成長速度に組織の影響が現れるき裂を微視組織的微小き裂と称しており、10本の個々の試験片についてその寸法を求めたところ、最大寸法 $2c_m$ は粗粒材では $690\mu\text{m}$ 、細粒材では $450\mu\text{m}$ であった。一方、図11から組織の影響を受ける範囲は粗粒材では $880\mu\text{m}$ 、細粒材では $550\mu\text{m}$ 程度であると判断され、これらは上記寸法より若干大きくなっている。これは10本の試験片の結果を一括して表示したためであるが、微視組織的微小き裂の寸法を決定する際の不確実さを考慮すれば、後者の値を $2c_m$ と考えてよいと思われる。これらの寸法に対応するき裂深さは、それぞれ $392\mu\text{m}$ およ

び $245\mu\text{m}$ であり、当然この結果はき裂成長速度の変動係数が大きい領域の $a/d < 3$ から求められるき裂深さとほぼ一致する（結晶粒径は粗粒材で $115\mu\text{m}$ 、細粒材で $73\mu\text{m}$ であるから、き裂深さはそれぞれ $345\mu\text{m}$ 、 $219\mu\text{m}$ である）。以上のことから、純チタンの場合、微視組織的微小き裂の相対寸法は結晶粒径に依存せず、平均結晶粒径からその寸法を知ることが可能である。

ところで、上記微視組織的微小き裂の深さは、前述した第Ⅰ段階ファセット深さよりも大きい傾向にある。すなわち、このことは成長速度が結晶粒径にかかわらず、第Ⅰ段階から第Ⅱ段階に遷移した後も組織の影響を受けることを意味している。これはすでに前報⁽⁷⁾で指摘したように、純チタンの結晶構造に関連する限定されたすべり系に起因するものと思われる。

最後に、各種材料の微視組織的微小き裂の寸法を把握することは、線形破壊力学の適用の観点から実用的に重要と考えられる。本研究の結果も含め、著者らがこれまでに報告してきた各種材料の $2c_m$ と結晶粒径 d の関係を図15に示す。ただし、純チタンの場合、他の材料の結果との整合性のため、10本の個々の試験片について評価された微視組織的微小き裂の最大寸法をプロットしてある。著者らは先に鉄鋼材料の $2c_m$ 結晶粒径の約9倍となることを指摘した⁽¹⁷⁾が、非鉄材料も含めると、ほぼ $2c_m = 8d$ が成立しており、材料の組織から $2c_m$ が推定できること示している。ただし、複合組織の材料では、必ずしもこの関係に従わない。

5. 結 言

2種類の結晶粒径に調整された工業用純チタンを用いて、軸荷重および回転曲げ荷重下の微小き裂成長挙動について調査した。き裂成長速度に及ぼす組織の影

図14 結晶粒径、第Ⅰ段階ファセット深さおよび結晶粒径の最大値の分布

図15 各種材料の微視組織的微小き裂の寸法と結晶粒径の関係

響を観察し、その結晶粒径依存性について考察するとともに、破面観察に基づいて第Ⅰ段階き裂と組織との関連、およびき裂成長挙動の確率特性についても検討した。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 両荷重下における微小き裂の $da/dN-K_{\max}$ 関係は、結晶粒径にかかわらず、大きき裂の $da/dN-\Delta K$ 関係および $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係より加速側に位置している。これは、試験片の巨視的塑性変形に起因するものである。ただし、き裂の短い第Ⅰ段階き裂の領域では、巨視的塑性変形が生じなくても加速が認められる。この傾向は、軸荷重下において、 ΔK_{eff} を用いて比較を行っても同様である。

(2) き裂の大きい領域では、き裂成長速度の結晶粒径依存性は認められないが、き裂の短い領域では、粗粒材のほうが細粒材よりも速く成長する。

(3) 粗粒材では、細粒材よりもき裂成長速度に及ぼす組織の影響は小さい。すなわち、結晶粒界、結晶方位やき裂屈曲に起因したき裂成長速度の一時的な低下や停留は、粗粒材ではほとんど現れない。

(4) 観察したすべての場合、発生点近傍に第Ⅰ段階ファセットが認められる。第Ⅰ段階ファセット深さは、極値統計から推定される試験片の最大結晶粒径より小さいが、その分布は結晶粒径の最大値分布にほぼ対応する。

(5) 第Ⅰ段階き裂から第Ⅱ段階き裂への遷移は、組織的因子に強く支配されている。

(6) き裂成長速度のばらつきは対数正規分布に従う。その変動係数は細粒材より粗粒材で小さく、組織の影響が小さいことを反映している。また、変動係数は、結晶粒径にかかわらず $a/d < 3$ (a : き裂深さ, d : 結晶粒径)の領域で大きい。すなわち、この領域が微視組織的微小き裂であり、その相対寸法は結晶粒径に依存しない。

最後に、本研究の一部を卒業研究として協力された当時岐阜大学学生越知篤則、矢藤洋一君に感謝する。

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*, **11**(1980), 1007.
- (4) 高尾・西谷, 機論, **50**-453, A(1984), 1049.
- (5) 高尾・ほか2名, 機論, **51**-462, A(1985), 450.
- (6) 小川・ほか2名, 材料, **38**-432(1989), 1026.
- (7) 戸梶・ほか3名, 機論, **56**-523, A(1990), 543.
- (8) Newman, J. C. Jr., *ASTM STP*, 687(1987), 16.
- (9) 白鳥・ほか3名, 機論, **53**-488, A(1987), 779.
- (10) 戸梶・ほか2名, 機論, **53**-486, A(1987), 543.
- (11) 戸梶・ほか2名, 材料, **40**-457(1991), 1310.
- (12) 村上・ほか2名, 機論, **55**-509, (1989), 58.
- (13) 村上・宇宿, 機論, **55**-510, A(1989), 213.
- (14) 戸梶・ほか2名, **38**-432(1989), 1019.
- (15) 小林・ほか2名, 材料, **25**-276(1976), 881.
- (16) 小林・ほか2名, 材料, **27**-300(1978), 859.
- (17) 戸梶・ほか2名, 材料, **35**-391(1986), 394.