微小疲労き裂の成長に対する線形破壊力学の 適用限界とその組織依存性[†]

戸 梶 恵 郎* 小 川 武 史*
原 田 行 雄** 安 藤 善 司***

Limitation of Linear Elastic Fracture Mechanics for Growing Small Fatigue Cracks and its Dependence on Microstructure

by

Keiro TOKAJI*, Takeshi OGAWA*, Yukio HARADA**
and Zenji ANDO***

The characteristics of small fatigue crack growth were investigated under rotating bending on two specimens of a low alloy steel having prior austenite grain sizes of $d=15\mu\text{m}$ (fine grain) and $d=91\mu\text{m}$ (coarse grain). The influences of grain boundary on the crack growth rate and the aspect ratio of small fatigue cracks were clarified, and the critical crack length above which linear elastic fracture mechanics (LEFM) was applicable, was evaluated for growing small fatigue cracks.

When the surface crack length was shorter than $3d$, the crack growth rate decreased near grain boundary, and the aspect ratio varied widely by the effect of microstructure. Cracks longer than $3d$ had no influence of the microstructure, but they grew faster than would be expected based on LEFM until the length reached to $3d+150\mu\text{m}$. This behaviour may be attributed to the difference in crack closure between small cracks and large ones. If the contribution of the crack closure to the small fatigue crack growth were to be established experimentally or analytically, the critical crack length would be $3d$. However, it is now difficult to evaluate the crack closure and therefore $3d+150\mu\text{m}$ is regarded as the critical crack length for engineering application at present. キー・ワード：微小疲労き裂，成長特性，線形破壊力学の適用限界，組織，回転曲げ

1 緒 言

微小疲労き裂に対する線形破壊力学 (LEFM) の適用限界の評価は，主に平滑材の疲労限度 σ_w と巨視貫通き裂の下限界応力拡大係数 ΔK_{th} を用いて，下限界値すなわち $da/dN=0$ に対して行われている¹⁾。しかし，この LEFM の適用限界が， σ_w 以上の応力レベルで成長する微小疲労き裂に対する適用限界と同一であるか否かは不明であり，疲労寿命評価の観点から成長に対する適用限界を評価することも重要である。同時に，微小き裂の成長挙動に組織が重要な影響を及ぼすことが知られているから^{2)~6)}，それとの関連のもとに LEFM の適用限界が評価されるべきである。

本研究は，回転曲げ荷重下の微小疲労き裂の成長挙動を高強度低合金鋼 SCM 435 の二種類の旧オーステナイト結晶粒径に調整した試験片を用いて調査し，微小き裂の成長特性に及ぼす組織の影響および LEFM の適用限界について評価，検討したものである。

2 実 験 方 法

供試材は丸棒を板厚 25 mm に鍛造した高強度低合金鋼 SCM435 であり，その化学成分を Table I に示す。熱処理により，細粒と粗粒の二種類の旧オーステナイト結晶粒径（それぞれ平均結晶粒径 $d=15\mu\text{m}$ および $d=91\mu\text{m}$ ）の試験片を準備した。Table II に熱処理条件，熱処理後の機械的性質および平均結晶粒径を示し，Fig.1 に組織の顕微鏡写真を示す。試験片は平行部直径 8 mm，平行部長さ 10 mm の平滑回転曲げ試験片である。平行部はき裂の確認を容易にするため，エメリー紙で研摩後，さらに電解研摩を施し実験に用いた。

使用した試験機は容量 98 N・m の小野式回転曲げ疲労試験機であり，室温大気中，繰返し速度 33 Hz

Table I. Chemical composition of material (%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.36	0.27	0.73	0.026	0.008	0.02	0.04	0.96	0.16

[†] 原稿受理 昭和59年12月24日 Received Dec. 24, 1984

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

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

*** 正 会 員 大同工業大学 名古屋南区大同町，Daido Institute of Technology, Daido-cho, Minami-ku, Nagoya

Table II. Mechanical properties of material.

Heat treatment	Yield point σ_s (MPa) {kg/mm ² }	Tensile strength σ_B (MPa) {kg/mm ² }	Breaking strength on final area σ_T (MPa) {kg/mm ² }	Elongation ϕ (%)	Reduction of area ϕ (%)	Average prior austenite grain size d (μ m)
870°C・30 min. A.C. 855°C・30 min. O.Q. 600°C・60 min. W.C.	847 {86.4}	965 {98.5}	1 637 {167.0}	12	59	15
870°C・30 min. A.C. 1 100°C・60 min. O.Q. 600°C・60 min. W.C.	900 {91.8}	1 011 {103.2}	1 464 {149.4}	11	46	91

Fig. 1. Microstructures of material.

(約 2 000 rpm) で実験を行った。き裂発生の確認およびき裂長さの測定は、所定の繰返し数で試験機を一時停止し、試験片平行部表面のレプリカを採取し、光学顕微鏡により行った。

巨視貫通き裂のき裂成長速度 da/dN -応力拡大係数幅 ΔK 関係は、同様の熱処理を施した CT 試験片 (板厚 $B=6$ mm, 板幅 $W=60$ mm) を用いて測定した。実験は容量 49 kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて、応力比 $R=0.05$, 繰返し速度 10 Hz, 室温大気中で行った。

3 実験結果

3・1 S-N 曲線

Fig. 2 に表面のき裂長さ $2c$ が 0.025, 0.1 および 0.3 mm に達したときの繰返し数と破断 S-N 曲線を示す。ただし粗粒の場合, $N=10^3$ 回ですでに $2c > 0.025$ mm であったため, $2c=0.025$ mm の曲線は図から省略した。

Fig. 2. S-N curve.

粗粒の疲労き裂発生は細粒よりも早く, 例外なく旧オーステナイト結晶粒界で発生した。それに対して, 細粒はほとんどの場合, 粒内で発生した。き裂の発生は両者とも, 疲労寿命 N_f の 2% 以内であり, N_f の評価に微小き裂の成長特性が重要であることがわかる。図から明らかなように, 所定のき裂長さ到達したときの繰返し数には顕著な差異が認められ, 粗粒の方が短い。一方, N_f は粗粒の方が高繰返し応力で幾分短い傾向を示すものの, 両者の間で著しい差異はみられない。このことは, 両者における微小き裂の成長挙動が異なることを示唆している。なお, 細粒および粗粒の σ_w はそれぞれ 500 MPa, 460 MPa であり, 細粒が幾分高い。また, この応力レベルで停留き裂が確認されており, 最大停留き裂長さは細粒で 20 μ m, 粗粒で 57 μ m であった。

3・2 微小疲労き裂成長挙動

Fig. 2 の結果から, いずれの結晶粒径の場合も, σ_w 以上の 660, 620, 580 および 540 MPa の四種類の応力レベルで成長挙動を調べた。

まず, 両結晶粒径における微小疲労き裂の表面および内部方向への成長の様相をそれぞれ Fig. 3 および Fig. 4 に示す。表面で観察されるき裂は, 巨視的には荷重方向とほぼ垂直な方向に成長しているが, 微視的には組織の影響を受けている。特に, 粗粒においてその影響が顕著にみられ, 組織の単位の大きさに依存したジグザグなき裂の成長を示している。内部方向へのき裂の成長も同様な挙動を示しており, 旧オーステナイト結晶粒界でき裂成長方向が変化していることが明らかである。

つぎに, き裂成長速度 dc/dN と ΔK の関係を Fig. 5 に示す。成長挙動は各応力レベルとも, 破断に至らした主き裂 (中実印) 以外に, 二〜三本のき裂 (中空印) についても調査した。ここで, ΔK には便宜的に無限板における評価式 $\Delta K = \sigma \sqrt{\pi c}$ を用いて算出した。また, 比較のため, 巨視的貫通き裂の da/dN - ΔK 関係を実線で併記した。

き裂長さの大きい, 細粒で $\Delta K > 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$,

Fig. 3. Surface appearance of small fatigue crack.

Fig. 4. Etched section of small fatigue crack.

粗粒で $\Delta K > 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲では、主き裂の dc/dN - ΔK 関係と主き裂以外のそれとはほぼ一致しており、 dc/dN の応力依存性も認められない。さらに、これらの結果は巨視貫通き裂の da/dN - ΔK 関係とよく一致している。この実験事実は重要である。なぜなら、回転曲げ負荷を受ける場合の ΔK の評価法は存在しないが、供試材の降伏応力が試験応力よりも十分に高い場合には、回転曲げ荷重下の疲労き裂成長特性は、 $\Delta K = \sigma\sqrt{\pi c}$ によって評価され得ることを意味するからである。なお、結果は省略するが、幅中らの行っているように、表面き裂としての Raju-Newman の解⁸⁾を用いて ΔK の評価を試みたが、この場合の微小き裂の dc/dN - ΔK 関係と巨視貫通き裂の da/dN - ΔK 関係とは、 ΔK の全領域において一致することはなかった。したがって、厳密な議論においては疑義が残るが、前述のような実験事実を背景に、これ以降は $\Delta K = \sigma\sqrt{\pi c}$ によって妥当な評価が得られるという考えに基づいて議論を進める。

一方、き裂長さの小さい、細粒では $\Delta K < 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、粗粒では $\Delta K < 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲では、主き裂とそれ以外のき裂の dc/dN - ΔK 関係は必ずしも一致しないばかりか、応力依存性も顕著となる。

Fig. 6 は Fig. 5 の主き裂のみに注目し、実験点を忠実に通る曲線として書き直したものである。これから明らかなように、いずれの結晶粒径の場合も、 dc/dN の応力依存性はきわめて明瞭であり、応力が高い程 dc/dN は高い。また、巨視貫通き裂の ΔK_{th} 以下でも微小き裂は成長する。さらに、幾つかの研究

Fig. 5. Relation between dc/dN and $\Delta K (= \sigma\sqrt{\pi c})$ for small fatigue cracks.

Fig. 6. Relation between dc/dN and $\Delta K(=\sigma\sqrt{\pi c})$ for main cracks.

Fig. 7. Small fatigue crack growth behaviour representing effect of grain boundary (fine grain).

結果にもみられるように、この領域における微小き裂の成長は単調ではなく、多くの場合 dc/dN の一時的な低下現象が観察される。これは後述するように、組織（結晶粒界）の影響によってもたらされたものである。

図にみられるように、各応力レベルの dc/dN - ΔK 関係は ΔK の増加に伴って徐々に巨視貫通き裂の da/dN - ΔK 関係に漸近し、一致する。この点の ΔK 値と $2c$ の値を図中に示した。これら $2c$ の値は LEFM の

適用限界き裂長さ $2c_c$ を示すことになるが、 σ と $2c_c$ との間に一貫した関係はないようであり、 $2c_c$ の応力依存性は不明確である。したがって、成長する微小疲労き裂に対する $2c_c$ は、細粒では $100 \sim 200 \mu\text{m}$ 、粗粒では $240 \sim 430 \mu\text{m}$ である。このように、明らかに粗粒の方が大きい限界き裂長さを示すが、この相違は組織の相違を反映した結果である。

3.3 結晶粒界の影響

前述のように、微小き裂の成長挙動は組織の影響を

Fig. 8. Small fatigue crack growth behaviour representing effect of grain boundary (coarse grain).

強く受ける。そこで、細粒および粗粒のき裂成長挙動のきわめて詳細な観察を行った。その結果を Fig. 7 (細粒) および Fig. 8 (粗粒) に示す。縦軸はき裂成長速度 dc/dN 、横軸はき裂長さ c と ΔK である。図にはき裂の成長経路と結晶粒界との位置関係を明確に示すためのスケッチも表示した。また、図中の A, A', B, B', C, C' の破線は結晶粒界の位置を示している。細粒および粗粒のいずれの場合も、き裂は不規則な成長挙動を示しており、結晶粒界を通過する際に、 dc/dN が急激に低下する場合が明らかに観察された。しかし、図を詳細にみると、 dc/dN の低下は結晶粒界以外の位置においても生じている。この理由を調べるために、一例として粗粒の $\sigma = 660$ MPa (Fig. 8 (a)) の A 点と A' 点の中央におけるき裂の断面を観察した。その結果は前出の Fig. 4 (b) である。き裂は内部方向へは粒界を約 0.05 mm 成長したのち、粒内へと成長している。この結晶粒界の位置と $c \approx 0.04$ mm で生ずる dc/dN の低下とは対応していることがわかった。以上の結果から、微小き裂の dc/dN は、表面におけるき裂先端が結晶粒界に達した場合に低下するだけでなく、内部方向すなわちき裂前縁先端が結晶粒界に達した場合にも、その影響を受けて低下する。

以上のような結晶粒界の寄与の応力依存性は明確でないが、 c 依存性はきわめて明瞭であり、 c の増大に伴って少なくなる。本研究の場合、 $2c$ が平均結晶粒径 d の約 3 倍以上となれば、結晶粒界の影響はほとんど観察されなくなる。 $3d$ 以下のき裂長さの領域

において、結晶粒界による dc/dN の低下を無視すると、 dc/dN の c 依存性は不明りょうとなり、 σ によって定まる一定の dc/dN を示すかのようにみえる。 $2c > 3d$ になり、結晶粒界の影響を受けなくなると、 dc/dN は c とともに増大する。これらのことから、微小き裂の成長特性は σ および d に強く依存していることが結論される。

Fig. 9 にアスペクト比 a/c と $2c$ の関係を示す。 $2c < 500 \mu\text{m}$ の場合には、電解研磨により表面を除去し、 $2c > 500 \mu\text{m}$ の場合には液体窒素を用いて急速破壊させることにより、き裂深さ a を測定した。細粒の場合、 a/c は $2c$ の増大に伴い若干低下した後一定値を示し、その変動は小さい。一方、粗粒の場合、 $2c < 300 \mu\text{m}$ の

Fig. 9. Variation of aspect ratio with surface crack length.

範囲で v/c の変動が著しい。この範囲は、前述した dc/dN が結晶粒界の影響を受ける $2c < 3d(273\mu\text{m})$ の範囲とほぼ一致している。したがって、 a/c の変動は結晶粒界の影響に起因していることがわかる。 $2c > 300\mu\text{m}$ となれば、 a/c は結晶粒界の影響を受けず一定値を示し、細粒の結果とも一致する。なお、細粒の結果は、すべて $2c > 3d$ の結果であり、結晶粒界の影響を受けない。

4 考 察

微小疲労き裂に対する LEFM の適用限界の評価は、主に下限値に対して行われている¹⁾。この場合、巨視貫通き裂の下限界応力拡大係数幅 $4K_{th}$ より求められる下限応力幅 $4\sigma_{th}$ とき裂長さ c の関係から、実験により得られる $4\sigma_{th}-c$ 関係が逸脱する点の c が LEFM の適用限界として与えられることになる。この考え方を拡張使用して、成長する微小疲労き裂に対する LEFM の適用限界を表示することができる。すなわち、任意の $4K$ に対して適用する場合、その $4K$ から求められる巨視貫通き裂の $4\sigma-c$ 関係と、その $4K$ に対応する成長速度が得られる微小き裂の各応力レベルにおける $4K$ から c を求め、この微小き裂に対する $4\sigma-c$ 関係を比較すればよい。

このような観点から、Fig. 6 に示した $dc/dN-4K$ 関係から 4σ と $2c$ の関係に書き直して Fig. 10 に示す^{*1}。図中のこう配-1/2の直線は任意の $4K$ から得られ

Fig. 10. Relation between $\Delta\sigma$ and $2c$ for growing small fatigue cracks.

*1 微小き裂の成長特性が大きく変動するような場合には、同一応力レベルで複数のき裂長さが得られる結果も出現する(例えば、細粒 $\sigma = 660$ MPa, 粗粒 $\sigma = 620$ MPa)が、このような場合、すべてのき裂長さをプロットしてある。

る巨視貫通き裂の $4\sigma-2c$ 関係である。したがって、微小き裂の実験点が、この直線から逸脱するき裂長さが任意の $4K$ に対する LEFM の適用限界き裂長さを意味する。この整理方法から理解されるように、これから得られる LEFM の適用限界き裂長さは当然 Fig. 6 に示した結果と同一となるべきものである。Fig. 10 の表示方法では、種々の任意の $4K$ に対する限界き裂長さが表示されることになるが、試験応力レベルの範囲が限られた本研究の場合は評価すべき $4K$ の値も限定される。したがって、LEFM の適用限界き裂長さが $4K$ に依存するか否かは明確ではない。また、これらの限界き裂長さと下限値に対するそれとの相違も明確でないが、Fig. 10 の結果からそれ程大きな差異はないことが推測される。

ところで、実験結果で述べたように、 $2c < 3d$ で組織(結晶粒界)の影響が存在する。この意味で $2c < 3d$ のき裂長さを組織敏感な微小き裂ということができ、この寸法は応力レベルにかかわらず組織の単位の大きさのみによって完全に規定され、絶対寸法では決まらない。この $3d$ のき裂長さを Fig. 10 に併記したが、細粒の場合は限界き裂長さはその寸法よりもかなり大きく、完全に組織の影響が消失した限界き裂長さが評価されている。一方、粗粒の場合は、 $3d$ の寸法以下に限界き裂長さが含まれる場合がある。この場合は、組織の影響によって dc/dN が低下するため、その効果によって見掛け上限き裂長さが小さく評価されたものと考えられる。したがって、この場合の限界き裂長さは除外されるべきである。本実験結果の範囲内で、各々の結晶粒径に対する LEFM の適用限界き裂長さを評価すると、得られた結果の最大長さを採用して細粒で約 $200\mu\text{m}$ 、粗粒で約 $430\mu\text{m}$ であり、それぞれ平均結晶粒径の約13倍、約5倍となっている。

以上の結果から、物理的な微小き裂(Physically small crack)を分類すると Fig. 11 のとおりとなる。 $2c < 3d$ の範囲では、 dc/dN は結晶粒界で低下する挙動を示し、またアスペクト比も変動が著しい。したがって、この範囲のき裂は微視組織的な微小き裂(Microstructurally small crack)であり、LEFM は適用できない。一方、 $2c > 13d$ (細粒)、 $5d$ (粗粒)の範囲では、き裂成長挙動は微視組織の影響を受けず、また $dc/dN-4K$ 関係は巨視貫通き裂の結果と一致する。したがって、この範囲のき裂は物理的に短くとも大きき裂とみなされ、LEFM が適用できる。しかも、そのき裂閉口は巨視貫通き裂と同様な挙動を示しているものと判断される。ところで、両者の中間に位置する $3d < 2c < 13d$ (細粒)、 $5d$ (粗粒)の範囲は、巨視貫通き裂よりも高い成長速度を示しており、この領域はき裂閉口が大きき裂と同等な程度まで形成される過程であると推測され、この範

Fig. 11. Classification of physically small fatigue crack.

囲のき裂は力学的な微小き裂 (Mechanically small crack) であると考えられる。力学的な微小き裂は、微視組織の影響は受けず、き裂閉口を考慮すれば、LEFM が適用できるものと考えられる。このき裂閉口が形成される過程は、組織に依存せず一定のき裂成長距離に渡っており、約 $150\mu\text{m}$ であった。なお、微視組織的な微小き裂および力学的な微小き裂の本質については、種々の詳細な観察、測定を通じて明確にされなければならない、今後の課題である。

最後に、微小疲労き裂の成長に対する LEFM の適用限界を総合的に評価すると次のように結論されよう。

微小疲労き裂と大きき裂におけるき裂閉口の相違は、主に塑性誘起き裂閉口の相違に起因していると考えられ、実測あるいは解析によりこの相違が明らかにされれば、 $2c=3d$ が LEFM の適用限界となろう。しかし、その評価が困難な現状においては、 $3d+150\mu\text{m}$ が工学的な LEFM の適用限界き裂長さである。

5 結 言

二種類の結晶粒径に調整した高強度低合金鋼 SCM 435 を用いて回転曲げ疲労試験を行い、微小疲労き裂成長挙動を調査し、成長特性に及ぼす組織の影響および線形破壊力学の適用限界について検討した。得られた結論は以下のとおりである。

(1) 回転曲げ荷重下の疲労き裂成長に対して、 ΔK として $\sigma\sqrt{\pi c}$ (σ : 応力振幅, c : 表面き裂半長) を採用すれば、妥当な評価が得られる。

(2) 結晶粒界は微小疲労き裂成長の障害となり、表面の成長速度 dc/dN は表面におけるき裂先端が結晶粒界に達したときだけでなく、内部方向すなわちき裂前縁先端が結晶粒界に達した場合にも低下する。

(3) 結晶粒界の影響は、き裂長さ $2c$ が平均結晶粒

径 d の3倍程度以下において顕著であり、それ以上のき裂長さではほとんどみられない。この意味で、 $2c < 3d$ のき裂は微視組織的な微小き裂である。

(4) 組織の影響が消失した後、約 $150\mu\text{m}$ 成長するまでのき裂は、き裂閉口が形成される過程にあると考えられ、力学的な微小き裂である。

(5) 微小疲労き裂のき裂閉口が考慮できれば、 $3d$ (細粒で $45\mu\text{m}$, 粗粒で $273\mu\text{m}$) が線形破壊力学の適用限界き裂長さとなるが、き裂閉口の評価が困難な現状では、 $3d+150\mu\text{m}$ (細粒で $200\mu\text{m}$, 粗粒で $430\mu\text{m}$) が工学的な線形破壊力学の適用限界き裂長さである。

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神谷憲昭君に感謝する。

(昭和59年11月13日 第17回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 北川英夫, 高橋 進, 日本機械学会論文集, **45**, 1289 (1979).
- 2) J. Lankford, T.S. Cook and G.P. Sheldon, Int. J. Fract., **17**, 143 (1981).
- 3) W.L. Morris, Met. Trans., **8A**, 1117 (1980).
- 4) J. Lankford, Fatigue Engng. Mater. Struct., **5**, 233 (1982).
- 5) A.K. Zurek, M.R. James and W.L. Morris, Met. Trans., **14A**, 1697 (1983).
- 6) 北條正樹, 田中啓介, 中井善一, 材料, **32**, 769 (1983).
- 7) 幡中憲治, 藤満達朗, 渡辺秀明, 日本機械学会論文集, **50**, 737 (1984).
- 8) I.S. Raju and J.C. Newman, Engng. Fract. Mech., **11**, 817 (1979).