セラミックスの疲労き裂進展特性と破壊抵抗曲線の相互関係*

小川 武史^{*1}, 越知 篤 則^{*2}, 戸 梶 恵 郎^{*1}On the Relationship between Fatigue Crack Growth
and Fracture Resistance Curve in Ceramics

Takeshi OGAWA, Tokunori OCHI and Keiro TOKAJI

Fatigue crack growth and the fracture resistance curve (R -curve) were investigated in a polycrystalline alumina (AD90) and an alumina silicon carbide composite ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$) using a combined loading technique for stabilizing crack growth and a surface film technique for monitoring crack length. Fatigue crack growth was evaluated successfully with those experimental techniques. Load shedding tests were performed until the crack became dormant, in order to determine the threshold stress intensity factor K_{th} . Then, the specimens were used for the quasi-static tests under monotonic loading condition. R -curves were determined in this experiment; however, the fracture resistance did not increase markedly with the crack growth. Detailed observation of the crack growth behavior revealed that the flat R -curve was attributed to the shielding effect of the wake of the fatigue crack tip. Thus, the fatigue precrack introduced by the load shedding test was not regarded as an ideal crack for determining the R -curve. Fractographic observations were performed to investigate the mechanistic difference between fatigue and quasi-static crack growths. It was found that the cyclic loading produced fretting damage on the wake region and it reduced the shielding effect of the fatigue cracks. Based on the experimental results, the relationship between the fatigue crack growth and the R -curve is discussed, and the significance of the K_{th} as a material parameter is suggested.

Key Words: Fatigue Crack Growth, Fracture Resistance Curve, Fracture Toughness, Combined Loading Technique, Surface Film Technique, Ceramics, Ceramic Composite

1. 緒 言

最近, セラミックスの破壊靱性評価に関する JIS 規格が制定され, 実用的にも破壊力学的な強度評価が本格的に始まりつつある。一方, セラミックス^{(1)~(3)}, 特に組織の複合化により高靱化されたセラミックス⁽⁴⁾には, 明りょうな破壊抵抗 (R) 曲線の存在することが明らかにされている。しかし, JIS 規格で得られた破壊靱性値と R 曲線の対応関係については, 検討されていない。

上記の単調増加荷重下の強度評価に加えて, 繰返し荷重下では, 疲労き裂進展特性の評価が進められている^{(5)~(8)}。金属材料の場合, 疲労き裂進展特性は損傷許容設計の基礎となるものであり, その上限界特性として破壊靱性値または R 曲線が用いられている⁽⁹⁾。セラミックスについて求められた疲労き裂進展特性, 破壊靱性値および R 曲線を金属材料と同様な目的で使用するのであれば, これらの相互関係について十分な検討を行うべきである。

このような観点から, 本研究では, アルミナおよびウイスカー強化アルミナについて, 著者の一人が開発したクランプ法によるき裂進展の安定化⁽⁹⁾ および表面フィルム法によるき裂進展の間接測定方法⁽⁹⁾⁽¹¹⁾ を用いて, 疲労き裂進展特性および R 曲線を評価した。また, 破面解析によって力学的な破壊機構に対する荷重繰返しの役割を検討した。これらの実験結果に基づき, 疲労き裂進展特性と破壊抵抗曲線の相互関係について考察した。

2. 材料および実験方法

供試材は Coors 社 (Colorado, U. S. A.) のアルミナ (AD90) およびウイスカー強化アルミナ ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$) である。AD90 のカタログデータによれば, 純度は 90%, 結晶粒径は 2~10 μm であり, 平均粒径は 4 μm である。また, 主な力学的性質としては, 引張強さ $\sigma_B=221\text{ MPa}$, 圧縮強度 $\sigma_C=2482\text{ MPa}$, 曲げ強度 $\sigma_F=338\text{ MPa}$ およびヤング率 $E=276\text{ GPa}$ である。素材は一辺 127 mm, 厚さ 10 mm の正方形板である。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ は国内のメーカーから提供されたものである。 SiC ウイスカーは直径 1.85 μm , 長さ 10~100 μm であり, その体積含有率は 20% である。また, 母地は平均粒径 0.3 μm の α 形 Al_2O_3 粉末である。両者を混合後,

* 平成 3 年 10 月 17 日 第 69 期全国大会講演会において講演, 原稿受付 平成 3 年 10 月 2 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。

直径 70 mm, 厚さ 12 mm の円盤が $1700^{\circ}\text{C}\sim 1900^{\circ}\text{C}$, 25 MPa のアルゴン中で焼結されている。IF 法による破壊靱性値 $K_{\text{Ic}}=5.0\pm 0.4\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $\sigma_F=561\pm 14\text{ MPa}$ である⁽¹⁰⁾。

用いた試験片は、幅 $W=25\text{ mm}$, 厚さ $B=5\text{ mm}$, 切欠深さ $a_n=9\text{ mm}$ のコンパクト試験片である。切欠底の曲率半径 ρ は、AD90 が 0.15 mm, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ が 0.1 mm である。試験片の片側表面をダイヤモンドペーストで研磨した後、き裂の進展経路となる位置に白金パラジウムの薄膜をスパッタリングし、その電気抵抗から間接的にき裂長さを求めた（表面フィルム法⁽³⁾⁽¹¹⁾）。この方法により、数 μm 以下の分解能でき裂長さの連続的な記録が可能である。

試験は容量 4.9 kN の電気油圧式疲労試験機を用い、以下の手順で行った。

(1) 疲労き裂進展特性の評価

荷重制御、荷重比 R_p (=最小荷重 P_{min} /最大荷重 P_{max}) = 0.1 の繰返し引張荷重下で、切欠底からき裂を発生させ、き裂進展に伴い最大応力係数 K_{max} を漸減させた。繰返し速度は 1 Hz である。安定に疲労き裂を進展させるため、試験片のリガメント部に圧縮荷重 P_{cmp} を静的に加えた（クランプ法⁽⁹⁾）。負荷条件は、 $l/W=0.7$, $P_{\text{cmp}}/P_{\text{max}}=3$ である。ここで、 l は引張荷重線から圧縮荷重線までの距離である。 K_{max} の漸減をき裂進展が認められなくなるまで行い、 K_{max} の下限界値 K_{th} を求めた。

(2) R 曲線の評価

K_{th} に至った試験片について、変位制御により単調

図 1 AD90 の疲労き裂進展試験における K_{max} および Δa と N の関係

増加荷重下の安定なき裂進展特性を評価した。変位速度は約 $2.5\text{ }\mu\text{m}/\text{min}$ である。また、不安定破壊へ移行する挙動についても、き裂進展の測定を行った。なお、この試験の場合、クランプ法は用いていない。

3. 実験結果

3.1 疲労き裂進展特性 図 1 に AD90 の疲労き裂進展試験の結果を示す。横軸の繰返し数 N は、切欠底からき裂進展が開始した荷重条件を基準として示しており、図にはその後の K_{max} の漸減状態とき裂長さ増分 Δa を対応させて示している。試験は $K_{\text{max}}=2.3\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ から開始し、切欠底からき裂が発生するまで $K_{\text{max}}=0.1\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ずつ漸増させた。各 K_{max} 条件では、 $N=2\times 10^4$ 以上の荷重繰返しによってき裂進展が認められないことを確認した。 $K_{\text{max}}=3.3\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ において、切欠底からき裂進展が開始した。その後、 $\Delta a=0.1\sim 0.2\text{ mm}$ ごとに K_{max} を 10% 程度減少させた。き裂進展は $K_{\text{max}}=2.2\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で完全に停止した。したがって、この K_{max} 値を K_{th} と評価した。

$K_{\text{max}}=3.3\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では、 $N=1879$ で切欠底からき裂進展が開始し、わずか 8 cycle で $\Delta a=0.21\text{ mm}$ に達した。この荷重条件に対する図 1 の Δa - N 関係を拡大して図 2 (a) に示す。図中の丸印は、各サイクルの

(a) $K_{\text{max}}=3.3\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

(a) $K_{\text{max}}=2.7\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

図 2 図 1 の Δa - N 関係の拡大表示

最大荷重点で表面フィルム法により測定された結果である。この荷重条件では、き裂進展は各サイクルで連続的に生じている。

$K_{\max}$ を減少させると、き裂進展は不連続になる。一例として、 $K_{\max}=2.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の結果を図2(b)に示す。図中の丸印は、10サイクルごとの平均き裂長さを示している。 Δa - N 関係には完全な停留期間が存在し、進展と停留を繰り返していることがわかる。 $K_{\max}=2.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に減少させると、この不連続なき裂進展挙動はさらに顕著となる。

図3に Al_2O_3 - SiC_w の疲労き裂進展試験の結果を示す。試験方法の概略はAD90の場合と同様である。この場合、 $K_{\max}=5.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ から試験を開始し、 $K_{\max}$ を漸増させた。 $K_{\max}=6.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ において、切欠底からき裂進展が開始した。その後、 $K_{\max}$ を漸減させると $K_{\max}=5.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ でき裂進展が完全に停止した。したがって、この値を K_{th} と評価した。なお、最初の $K_{\max}$ の減少は、AD90の場合と同様に、10%程度とし

図3 Al_2O_3 - SiC_w の疲労き裂進展試験における $K_{\max}$ および Δa と N の関係

図4 図3の Δa - N 関係の拡大表示 ($K_{\max}=6.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)

たが、 da/dN の低下が顕著であったので、 $K_{\max}=5.95 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に増加させた後、 $\Delta a=0.2\sim 0.4 \text{ mm}$ ごとに $K_{\max}$ を2%程度減少させた。

切欠底からき裂進展が開始した荷重条件について、図3の Δa - N 関係を拡大して図4に示す。 $N=0.7\times 10^4$ でき裂進展が開始し、 $da/dN=3\times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ の速度で $\Delta a=0.01 \text{ mm}$ 程度進展した。その後、 $da/dN=7\times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ まで急激に増加して $\Delta a=0.1 \text{ mm}$ 付近まで進展し、再び低い da/dN となった。このような da/dN の変動は、図3に示したすべての荷重条件で認められ、 $\Delta a=0.1\sim 0.2 \text{ mm}$ ごとに da/dN の増減を繰り返している。前述したように、AD90では進展と停留を繰り返す不連続なき裂進展挙動を示した。しかし、この挙動と上記の Al_2O_3 - SiC_w のき裂進展挙動は異なっている。 Al_2O_3 - SiC_w の場合、完全な停留はほとんど認められず、連続的なき裂進展過程において da/dN が変動している。この点が両材料のき裂進展特性の大きな相違点であり、後述する破壊機構の相違に起因するものと考えられる。

以上の試験により得られた da/dN と $K_{\max}$ の関係を図5に示す。ここで、 da/dN は各荷重条件の平均値として示しているが、切欠底からき裂が発生するまでの繰返し数は除外した。図中の実線は、 da/dN - $K_{\max}$ 関係を次式によって近似したものである。

$$da/dN = C \cdot K_{\max}^m \quad (1)$$

式(1)のこう配 m は、AD90が29.4、 Al_2O_3 - SiC_w が135である。両者のデータの速度域は一致していないが、 m の大小関係から判断すれば、AD90のほうが Al_2O_3 - SiC_w よりも破壊強度に及ぼす繰返し荷重の影響が大きいことになる。

図5 da/dN と $K_{\max}$ の関係

3・2 破壊抵抗曲線 K_{Ih} に至った試験片について、破壊靱性試験を行った。得られた R 曲線を図 6 に示す。ここで、横軸の Δa は繰返し荷重下で K_{Ih} に至ったときのき裂長さを原点として示した。AD90 の場合、除荷時にき裂が閉口し、き裂長さの測定に用いた表面フィルムの抵抗が低下した。このために、完全除荷時には、 $\Delta a = -0.52 \text{ mm}$ となっている。試験を開始して K が増加すると、き裂は徐々に開口し、それに伴って Δa が増大する。 $K = 2.21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で完全に開口し、 $\Delta a = 0 \text{ mm}$ となった。しかし、 K がさらに増加すると、 Δa は再び低下した。この現象は、き裂先端近傍のき裂面の接触状態が変化していることを示唆するものである。 $K = 3.15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を越えると再び Δa が安定に増大し、 $\Delta a = 0.025 \text{ mm}$ で不安定破壊に移行した。不安定破壊の開始点 K_c は、 $3.29 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ である。

$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の場合、完全除荷時においても、表面フィルム法による Δa の減少は認められない。しかし、安定破壊が発生する直前の $K = 5.90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ から Δa が減少し、 $K = 6.52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で $\Delta a = -0.039 \text{ mm}$ となった。その後、 K の増加に伴って安定に Δa が増大し、 $\Delta a = 0.145 \text{ mm}$ において不安定破壊に移行した。このときの K 値から、 $K_c = 6.88 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ が評価された。この値は、IF 法によって求められた $K_{Ic}^{(10)}$ より

りも 20% 程度高い。

3・3 き裂進展経路および破面の観察 3・2 節に示した破壊靱性試験に先立ち、 K_{Ih} を求めた試験片の表面を走査型電子顕微鏡 (SEM) によって観察した。これにより直接求めた Δa と表面フィルム法により間接測定した Δa を比較すると、AD90 の場合にはほぼ一致していたが、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の場合にはかなり異なっていた。これは $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ がわずかに導電性を有することに起因している。これまでに示した表面フィルム法による Δa の測定結果は、直接観察による Δa との比例関係を仮定して、補正されている。

き裂経路の観察結果の一例を図 7 および図 8 に示す。AD90 の場合 (図 7)、除荷時に残留しているき裂開口変位 COD は極めて小さく、観察が容易でない。そこで、切欠きにくさびを挿入してわずかに負荷した状態で SEM 観察を行った。観察後に行った破壊靱性試験の結果から判断して、くさび形負荷によるき裂進展は認められない。この観察結果から、図 6 で認められた除荷時に Δa が負になることは、 COD が極めて小さく、き裂縁の表面フィルムが接触したことによると考えられる。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の場合 (図 8)、除荷時の COD は AD90 の場合よりもかなり大きい。これと対

図 6 破壊抵抗曲線

図 7 AD90 のき裂経路の観察結果

図 8 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ のき裂経路の観察結果

図 9 AD90 の疲労き裂進展領域の破面様相

図 10 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の R 曲線と急速破壊領域の境界の破面様相

応して、図 6 の除荷時には $\Delta a = 0 \text{ mm}$ であった。

図 7 および図 8 に示されているように、いずれの材料にもき裂先端後方のウエイクにおいて、破面間摩擦などの遮蔽効果 (Shielding effect) を示唆する様相が観察された。すなわち、図中の矢印のようなき裂の屈曲した位置で両破面間の遮蔽効果が生じると考えられる。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の場合 (図 8) には、破片の生成が認められる。このような位置では、き裂の巨視的な開口に伴って、局所的な破面接触が増大することも考えられる。図 6 の K_c 直下の K レベルにおいて認められた K の増大に伴う Δa の見かけの減少は、このような挙動に基づくものと考えられる。すなわち、この結果は K_c のごく近傍までウエイクの遮蔽効果が存在することを示唆するものである。

図 9 に AD90 の $\Delta a = 0.5 \text{ mm}$ における疲労破面の様相を示す。粒界および粒内の両方の破壊機構が観察される。破片の付着状況がわずかに異なることを除き、 R 曲線と急速破壊の領域の破面様相もほとんど同様である。また、それらの境界は明りように判別できない。これらの結果は、前報で示したマグネシアセラミックス⁽³⁾⁽¹²⁾ とほぼ同様であり、き裂進展機構も基本的には同様であると考えられる。

図 10 に $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の R 曲線と急速破壊領域の境界部分の破面様相を示す。急速破壊領域は R 曲線領域よりも破面粗さが小さく、境界は肉眼でも容易に判別できる。また、急速破壊領域では、ウイスカーの引き抜けた様相がほとんど観察できない。結果は省略するが、急速破壊開始直後には $da/dt = 100 \text{ m/s}$ 以上に達していた。したがって、母地とウイスカーの界面ははく離せず、母地の粒内破壊と同時にウイスカーも破壊されたと考えられる。一方、 R 曲線領域では、引き抜けたウイスカーやその抜け穴が観察できる。図中にその一

図 11 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の疲労き裂進展領域の破面様相

例を矢印で示す。このことは、母地が破壊した後にウイスカーが引き抜かれたことを表しており、この過程において、ウエイクのき裂面間に遮蔽効果が働いたことを示している。破面粗さの異なることを除けば、母地の破壊機構は急速破壊領域とほぼ同様である。

図 11 に $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の疲労き裂進展領域 ($\Delta a = 0.8 \text{ mm}$) の破面様相を示す。この領域の破面粗さは R 曲線領域とほぼ同程度であり、低倍率の観察では境界を判別できない。しかし、他の領域では観察されなかった破片の付着が明りように認められる。破片の生成される機構は、荷重繰返しによる破面のフレッチング損傷に基づくものであり、破面粗さの大きい部分で局所的に生じている。疲労き裂進展領域と R 曲線領域 (図 10) では、ウイスカーの様相も異なるようである。すなわち、疲労き裂進展領域では、長く引き抜けたウイスカーやその深い抜け穴はあまり観察されない。これは次のような機構によると考えられる。負荷過程では、 R 曲線領域と同様に母地の破壊に続いてウイスカーが部分的に引き抜かれる。しかし、除荷過程では、こ

のウイスキーは完全にもとの位置には戻らず、座屈破壊することが考えられる。したがって、破面上には長く引き抜かれたウイスキーやその深い抜け穴ではなく、短く切断されたウイスキーが残されたものと予想される。典型的な位置を図中に矢印で示す。

$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の疲労き裂進展領域で観察された二次き裂を図 12 に示す。二次き裂は R 曲線領域でも認められたが、急速破壊領域ではほとんど認められなかった。二次き裂の生成位置を詳細に観察すると、多くの場合ウイスキーを起点としていた。このことは、巨視的なき裂の前方において、ウイスキーと母地の界面を起点として、微視き裂が発生していたことを示唆するものである。これらの観察結果から、図 4 に示された

図 12 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の破面で観察された二次き裂

図 13 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の疲労き裂進展機構

da/dN の周期的な変動は、図 13 の模式図によって説明できる。すなわち、A 段階では、主き裂の前方に微視き裂が発生し、表面フィルムの抵抗が徐々に増加する。B 段階では、主き裂が先行微視き裂と合体することによって、表面フィルムの抵抗が急激に増加すると考えられる。表面フィルムの抵抗の増加は、 Δa の増大と対応している。 R 曲線および疲労き裂進展領域の破面粗さが急速破壊領域よりも大きかったことは、このようなき裂進展機構に基づくものと推察される。図 4 に示した da/dN の変動は、微視き裂の発生および巨視き裂との合体が間欠的に生じたことを示すものである。

4. 考 察

著者の一人は、前報においてマグネシアセラミックスの R 曲線および疲労き裂進展を調べ、き裂先端後方のウエイクに発生するブリッジングや破面間摩擦に基づく遮蔽効果がき裂進展特性を支配していることを示した⁽³⁾。また、繰返し荷重下ではき裂の開閉による破面のフレッティング損傷が遮蔽効果を低下させ、疲労き裂進展が生じることを示した⁽¹²⁾。このように、ウエイクの遮蔽効果が支配している場合の R 曲線と疲労き裂進展特性の相互関係を模式的に図 14(a) に示す。ここで、理想き裂から R 曲線が開始する点を K_{Ic} 、破壊抵抗の増大が飽和する点を K_{sc} と定義する。疲労き裂進展特性では、完全片振りを想定し、縦軸の K は最大応力拡大係数を表している。き裂進展の下限界を K_{th} 、急速破壊に移行する上限界を K_{fc} と表示する。荷重の繰返しによって完全にウエイクの遮蔽効果が除外

(a) セラミックス

(b) 金属

図 14 R 曲線と疲労き裂進展特性の模式図

されると仮定した場合、単調増加および繰返し荷重下のき裂先端の破壊機構が同じであれば、 K_{th} はき裂先端の本質的な破壊抵抗を表すことになり、 K_{Ic} に相当するであろう。 K_{sc} と K_{fc} は、いずれもウエイクの遮蔽効果が飽和した場合の破壊抵抗であり、同一の値になると考えられる。

前報のマグネシアセラミックスおよび本研究で試験した AD90 および $Al_2O_3-SiC_w$ の R 曲線領域と疲労き裂進展領域の破面様相には、破片の付着などのウエイクにおける機構を除いて、破壊機構の差異は認められなかった。したがって、少なくともこれらの材料については、荷重の繰返しによって完全にウエイクの遮蔽効果が除外されれば、 $K_{th}=K_{Ic}$ が成立すると考えられる。ところが、3・2 節および 3・3 節に示したように、 K_{th} に至った疲労予き裂試験片に単調増加荷重を負荷した場合、 K_c のごく近傍までウエイクの遮蔽効果が存在していた。このことは、一見上記の議論と矛盾しているようである。しかし、図 6 の AD90 の結果を詳細に検討すれば、以下のように説明できる。すなわち、除荷時にき裂が閉口して負の値となっていた Δa は、 K_{th} に等しい $K=2.21 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ まで負荷されると $\Delta a=0 \text{ mm}$ となり、この時点ではウエイクの遮蔽効果はほとんど働いていないと考えられる。さらに K が増大すると、 Δa が再び負の値となり、ウエイクの遮蔽効果が再び発生していると考えられる。このように、単調増加荷重下と繰返し荷重下のウエイクの遮蔽効果は、区別して考える必要がある。

本研究の試験によって評価された R 曲線の開始点 K_{in} , K_{sc} および K_{th} の値を表 1 に示す。ここで、き裂長さ a は R 曲線における Δa よりも十分大きいので、 K_{sc} は急速破壊の開始点 K_c とした。また、 K_{in} は K_{th} に至ったき裂が単調増加荷重下でき裂進展を開始した K 値である。3・2 節および 3・3 節に示したように、き裂進展が開始する直前にウエイクの遮蔽効果によって Δa が負の値となっていたが、表 1 には $\Delta a > 0$ となる K の値を K_{in} として示した。いずれの材料についても、 K_{in} は K_{sc} に近い値となっており、測定された R 曲線は平坦である。これは、 K_{th} まで漸減された疲労予

き裂が単調増加荷重下では理想き裂とみなせないことを意味している。SEPB 法による破壊靱性の評価 (JIS 規格) では、Bridge Compression 法⁽¹³⁾ により予き裂が導入されるが、このき裂にもウエイクの遮蔽効果を示唆する挙動が認められている⁽¹⁴⁾。したがって、SEPB 法の場合にも理想き裂の K_{Ic} は評価されていない。疲労予き裂を導入する代わりに、極めて鋭い切欠き ($\rho=10\sim 20 \mu\text{m}$) を機械加工し、破壊靱性や R 曲線の評価が行われている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。この場合、評価される破壊靱性は理想き裂の K_{Ic} に近いと考えられるが、実験には高度な加工技術が要求される。

金属材料に対する R 曲線と疲労き裂進展特性の相互関係を模式的に図 14 (b) に示す。セラミックスとの最も大きな相違点は、 K_{Ic} または R 曲線が疲労き裂進展特性の上限を与えていることであり⁽⁹⁾、 K_{th} は K_{Ic} よりもかなり小さい。また、損傷許容設計で考慮される第 II b 段階の疲労き裂進展は、単調増加荷重下の塑性鈍化過程と同レベルの K 値で生じ、安定した特性を示す。これに対して、前述したように、セラミックスの疲労き裂進展は、 R 曲線の認められる K レベルと同等の領域において生じ、両者は類似したき裂進展機構に基づいている。さらに、 R 曲線が試験片形状に強く依存すること⁽³⁾⁽¹⁷⁾ と同様に、疲労き裂進展特性も試験片形状に依存するようであり⁽¹⁸⁾、材料特性としての意味は少ない。このことから、セラミックスの破壊力学的評価において最も重要な材料パラメータは、最低のき裂進展抵抗に対応する K_{Ic} であると考えられる。しかし、現状で得られている破壊靱性値は、 R 曲線上の不安定破壊が生じる点として評価されているのであり、上記の意味を有する K_{Ic} の簡便かつ正確な評価方法は存在しないのが実状である。

前述したように、単調増加および繰返し荷重下のき裂先端の破壊挙動に差異がなく、荷重の繰返しによってウエイクの遮蔽効果が完全に除外できれば、 K_{th} は K_{Ic} と一致するので、 K_{Ic} の代わりに K_{th} を評価する方法が考えられる。本研究で用いたクランプ法によりき裂進展を安定化させれば、比較的簡単に K_{th} を求めることができる。もちろん、荷重の繰返しによってウエイクの遮蔽効果が完全に除外されるとの仮定には疑義があり、き裂開閉の影響についても考慮すべきであるが、 K_{sc} に近い値が評価されている現在の破壊靱性値よりも、 K_{th} のほうが実用的に重要な材料特性であると考えられる。

5. 結 言

本研究では、純度 90% のアルミナ (AD90) および

表 1 K_{in} , K_{sc} および K_{th} の値

Material	K_{in}	K_{sc}	K_{th}
AD90	3.26	3.29	2.2
$Al_2O_3-SiC_w$	6.64	6.88	5.6

Unit: $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

SiC ウィスカー強化 (20 vol. %) アルミナ複合材料 ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$) について、著者の一人が開発したクランプ法によるき裂進展の安定化および表面フィルム法によるき裂進展の間接測定方法を用いて、疲労き裂進展特性および破壊抵抗曲線を評価した。また、破面解析によって破壊機構に対する荷重繰返しの役割を検討した。これらの実験結果に基づき、疲労き裂進展特性と破壊抵抗 (R) 曲線の相互関係について考察した。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1) いずれの材料の場合にも、疲労き裂進展挙動が確認され、下限界値 K_{Ih} が AD90 に対して $2.2 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ に対して $5.6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ と評価された。AD90 の場合、 da/dN の高い領域では、連続的なき裂進展挙動を示すが、下限界近傍では進展と停留を繰返す不連続なき裂進展挙動となる。一方、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の場合、ほぼ連続的なき裂進展挙動を示すが、 da/dN は $0.1 \sim 0.2 \text{ mm}$ ごとに増減を繰返す。破面観察の結果から、これは両者の破壊機構の相違に起因していた。

(2) K_{Ih} に至った試験片について単調増加荷重下でき裂進展を調べ、 R 曲線を評価した。いずれの材料の場合にも、測定された R 曲線はほとんど平坦であった。しかし、この結果にはウエイクの遮蔽効果が関与しており、理想き裂について得られる R 曲線とは異なる。

(3) AD90 の場合、疲労き裂進展、 R 曲線および急速破壊領域のいずれにおいても破面様相は同様であった。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}_w$ の場合、疲労き裂進展および R 曲線領域の破面粗さは、急速破壊領域よりも大きい。疲労き裂進展領域と R 曲線領域の破面粗さにはほとん

ど差異は認められないが、破片の付着の有無およびウィスカーの破壊様相に差異が認められた。これらの相違は、き裂先端ではなくウエイクにおける破壊挙動に基づくものである。

(4) 得られた結果をもとに、 K_{Ih} の材料特性としての重要性を指摘した。

ウィスカー強化アルミナ複合材料の試験片は、ファインセラミックスの高度評価技術調査委員会・複合材料分科会より提供されたものである。記して謝意を表す。また、本研究の一部に卒業研究として協力された当時本学学生神谷和良君に感謝する。

文 献

- (1) Sakai, M. and Bradt, R. C., セラミックス協会学術論文集, 96-8(1988), 801.
- (2) 志波・岸, 日本金属学会会報, 27-8(1988), 644.
- (3) 小川, 機論, 57-535, A(1991), 492.
- (4) ファインセラミックスの高度評価技術に関する調査研究事業報告書, (1991), (社)日本機械工業連合会.
- (5) 岸本・上野・河本, 材料, 36-409(1987), 1122.
- (6) 田中・岡部・石丸, 材料, 38-425(1989), 137.
- (7) 菅原・大塚・天野, 材料, 40-458(1991), 1491.
- (8) 高橋・武藤・岡本・老川, 材料, 40-452(1991), 588.
- (9) 楠元・小林・中沢, 機論, 51-471, A(1985), 2433.
- (10) Maeda, E., Funahashi, T. and Uchimura, R., *Proc. 1st Japan International SAMPE Symposium*, (1989), 1102.
- (11) Ogawa, T. and Suresh, S., *Eng. Fract. Mech.*, 39-4(1991), 629.
- (12) 小川, 材料, 40-458(1991), 1479.
- (13) 貞広, 日本金属学会誌, 45-3(1981), 291.
- (14) 青木・岸本・高橋・坂田, 材料, 39-447(1990), 1644.
- (15) 逆井, 材料, 38-424(1989), 20.
- (16) 淡路・渡部・山田・坂井田・田宮・中川, 機論, 56-525, A(1990), 1148.
- (17) LLorca, J. and Ogawa, T., *Fract. Mech. Ceram.*, 9-10(1992), Plenum Press, In press.
- (18) Reece, M. J., Guiru, F. and Sammur, M. F. R., *J. Am. Ceram. Soc.*, 72-2(1989), 348.