ガス圧焼結窒化けい素のき裂進展および 強度の破壊力学的評価*

小川 武史^{*1}, 越知 篤則^{*2}, 戸梶 恵郎^{*1}

Fracture Mechanics Evaluation of Crack Growth and Strength in Gas-Pressure-Sintered Silicon Nitride

Takeshi OGAWA, Tokunori OCHI and Keiro TOKAJI

Crack growth behavior was investigated under static and cyclic loads in gas-pressure-sintered silicon nitride (EC-141) using a combined loading technique for stabilizing crack growth and a surface film technique for monitoring crack length. Load shedding tests were performed on two specimens at the loading frequencies of 1 and 10 Hz to evaluate fatigue crack growth until the crack became dormant, in order to determine the threshold stress intensity factor K_{th} . Then, one of the specimens was used in a fatigue test without the combined loading technique, in which K_{th} values for different crack lengths were determined. The other specimen was used in the quasi-static test under a monotonic loading condition, in which the fracture resistance curve for the fatigue precrack was measured. The results were compared to those reported in the literature for the same material and for other silicon nitrides. Based on the crack growth characteristics, the fracture strength under various loading conditions involving static, cyclic and monotonic loads was discussed.

Key Words: Crack Growth, Fatigue, Fracture Toughness, Ceramics, Fracture Resistance Curve, Fracture Strength, Gas-Pressure-Sintered Silicon Nitride

1. 緒 言

著者らは、室温におけるセラミックスのき裂進展特性について、疲労き裂進展特性および破壊抵抗 (R) 曲線の比較のもとに検討を行ってきた^{(1)~(3)}。その結果、き裂進展特性に及ぼす荷重繰返しの役割は、き裂先端後方のウエイクにおいて生じる遮蔽効果を低下させることであり、疲労き裂進展の下限界値 K_{th} は、理想き裂からき裂進展が開始する最低の破壊抵抗 K_{Ic} とほとんど一致することを推測した。 K_{Ic} を正確に求めるためには、理想き裂に近い予き裂を導入する必要があり、高度な実験技術を必要とする。そこで、上記の推測を実証するためには、すでに K_{Ic} や R 曲線が求められている材料について試験を行い、比較を行うことが考えられる。

日本特殊陶業社製のガス圧焼結窒化けい素 EC-141 は、焼結時に形成される空孔がほとんどなく、高い破壊靱性を有する優れた材料である。この材料については、 K_{Ic} や R 曲線が求められている⁽⁴⁾。また、IF 法、

SEPB 法⁽⁵⁾、SEVNB 法⁽⁶⁾ およびシェブロン V 切欠法⁽⁷⁾ などの広範な手法に基づく破壊靱性、微視組織の詳細な観察結果⁽⁵⁾、平滑材の曲げ強度⁽⁸⁾ および疲労強度⁽⁹⁾⁽⁹⁾、予き裂材の疲労強度⁽¹⁰⁾ および疲労き裂進展特性⁽¹¹⁾⁽¹²⁾ などの材料特性が得られている。

そこで本研究では、前報で用いたき裂進展特性の評価方法⁽³⁾ を EC-141 について適用し、疲労き裂進展、 R 曲線およびき裂進展機構について検討するとともに、上記の実験結果との比較のもとに、種々の試験条件における強度特性に破壊力学的な考察を加えた。

2. 材料および実験方法

供試材は日本特殊陶業社製のガス圧焼結窒化けい素 EC-141 である。カタログに示された主な材料特性を表 1 に示す。微視組織に関する詳細な検討結果は、Tajima らによって報告されている⁽⁵⁾。用いた試験片は幅 $W=25$ mm、厚さ $B=5$ mm のコンパクト試験片である。試験片の外形よりもわずかに大きな寸法の板を焼成し、表面を粗研磨した後、ピン穴および切欠きを機械加工した。切欠きの幅は 1mm、長さは 9mm であり、切欠先端をカッターナイフとダイヤモンドペーストによって研磨し、曲率半径を 30 μ m 程度とした。試験片の片側表面を精研磨した後、き裂の進展経路と

* 平成 5 年 4 月 1 日 第 70 期通常総会講演会において講演、原稿受付 平成 4 年 10 月 9 日。

*¹ 正員、岐阜大学工学部 (〒501-11 岐阜市柳戸 1-1)。

*² 准員、日本電装(株) (〒448 刈谷市昭和町 1-1)。

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⁽¹⁾⁽¹³⁾）。この方法により、数 μm 以上の分解能で表面におけるき裂長さの連続的な記録が可能である。繰返し荷重下では、負荷および除荷過程における背面ひずみを測定し、コンプライアンス法⁽¹⁴⁾に基づくき裂長さおよびき裂閉開口の測定も行った。

試験は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) クランプ法を用いた疲労き裂進展試験

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拡大係数 $K_{\max}$ を漸減させた。繰返し速度は1 Hzおよび10 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⁽¹⁾）。負荷を行った位置は $l/W=0.7$ 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。 P_{cmp} の大きさは、切欠底からき裂進展が開始するまで $P_{\text{cmp}}/P_{\max}=3$ 一定とし、き裂進展が開始すると P_{cmp}

を一定とした。したがって、き裂進展に伴って $P_{\text{cmp}}/P_{\max}>3$ となる。 $K_{\max}$ の漸減をき裂進展速度 $da/dN<1\times 10^{-9}\text{ m/cycle}$ となるまで行い、 $K_{\max}$ の下限値 K_{th} を求めた。

(2) クランプ法を用いない疲労き裂進展試験

(1)の1 Hzの疲労き裂進展試験で K_{th} に至った試験片について、リガメント部の圧縮荷重を取り除き、 K_{th} よりも高い $K_{\max}$ から $K_{\max}$ 漸減試験を行った。 K_{th} に達すると再び $K_{\max}$ を増大させ、 $K_{\max}$ 漸減試験を行った。このように、 $K_{\max}$ 漸減試験を繰返し、異なる a/W に対して K_{th} を求めた。

(3) 破壊靱性試験

(1)の10 Hzの試験で K_{th} に至った試験片について、変位制御により単調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 $2.5\mu\text{m/min}$ である。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

3.1.1 クランプ法を用いた結果 図1にクランプ法を用いた1 Hz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、き裂開口応力拡大係数 K_{op} 、き裂閉口応力拡大係数 K_{cl} 、表面フィルム法とコンプライアンス法に基づくき裂長さ増分 Δa 、およびき裂閉口時のき裂長さ増分 Δa_{cl} を対応させて示している。ここで、 Δa_{cl} は $P_{\min}$ 近傍のコンプライアンスから求めた。試験は $K_{\max}=5.0\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ から開始し、切欠底からき裂が発生するまで、 $K_{\max}$ を5%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。 $K_{\max}=6.7\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ において、切欠底からき裂進展が開始した。その後、 $\Delta a=0.3\sim 0.4\text{ mm}$ ごとに $K_{\max}$ を2%程度減少させた。 $K_{\max}=5.2\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ において、き裂進展速度 $da/dN<1\times 10^{-9}\text{ m/cycle}$ の結果が得られたので、この $K_{\max}$ 値を K_{th} と評価した。

コンプライアンス法の結果から、き裂進展開始後の $K_{\text{cl}}/K_{\max}$ と $K_{\text{op}}/K_{\max}$ は、ほとんど一致しており、0.4程度の一定値を示している。き裂の閉口領域を示すと考えられる $(\Delta a-\Delta a_{\text{cl}})$ は、1 mm程度の一定値を示しているようである。 $N>0.4\times 10^5$ の領域では、コンプライアンス法に基づく Δa が表面フィルム法の結果よりも小さい。これは、き裂先端近傍の架橋効果が顕著で、コンプライアンス法に基づく Δa が過小評価されたものと考えられる。結果は省略するが、以上に示し

表 1 EC-141 の材料特性（カタログデータ）

Density	Young's modulus	Vickers hardness	Fracture toughness by SEPB	Thermal expansion coefficient	Thermal conductivity
g/cm^3	GPa		$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	K^{-1}	$\text{W/m}\cdot\text{K}$
3.23	320	1460	6.0	2.8×10^{-6} (R.T.~800°C)	27

図 1 クランプ法を用いた疲労き裂進展試験の結果

たき裂進展特性は 10 Hz においてもほぼ同様であり、繰返し速度の影響は認められなかった。

図 1 に示した $K_{\max}=6.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ における $\Delta a-N$ 関係を拡大して図 2 に示す。図のこう配によって表されるき裂進展速度 da/dN は、 $\Delta a=50 \mu\text{m}\sim 200 \mu\text{m}$ ごとに増加と減少を繰返している。図 3 に疲労き裂進展領域の破面様相を示す。破面上には破片の付着が明りように認められる。また、柱状晶のまわりに二次き裂の発生も認められる。これらのき裂進展挙動は、前報のウイスキー強化アルミナ複合材料と類似している⁽³⁾。EC-141 はアスペクト比が 2~8 で平均直径 $0.8\sim 1 \mu\text{m}$ の柱状晶と粒界ガラス相により構成されている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。破壊過程では、柱状晶がウイスキーと類似した挙動を示すために、EC-141 とウイスキー強化アルミナ複合材料は、類似したき裂進展機構を示すと考えられる。

3.1.2 クランプ法を用いない結果 クランプ法を用いた 1 Hz の疲労き裂進展試験によって下限界に至った試験片を図 4 に示す。クランプ法では、き裂進展に伴い経路が荷重軸と垂直な方向から逸脱し、き裂面の巨視的な変位様式が混合モードとなっている。この原因は、リガメント部に加えた圧縮荷重のわずかな

図 2 図 1 に示したき裂進展挙動の拡大表示

図 3 疲労き裂進展領域の破面様相

偏心によるものである。そこで、圧縮荷重を取り除き、1 Hz で疲労き裂進展試験を継続した。このクランプ法を用いない試験では、 $N=2\times 10^4$ ごとに da/dN を算出し、 $da/dN \geq 1\times 10^{-9} \text{ m/cycle}$ であれば $K_{\max}$ を 2% 低下させた。 $da/dN < 1\times 10^{-9} \text{ m/cycle}$ となれば、その場合の $K_{\max}$ を K_{th} とみなし、さらに $K_{\max}$ を 5% 増加させて試験を継続した。この試験における $K_{\max}$ および da/dN を図 5 に示す。横軸はき裂長さとし試験片幅の比 a/W を用いた。図 5 中の * 印を付した結果が得られた破面上の位置を図 4 に示した。き裂進展経路は、荷重軸と垂直な方向に徐々に変化し、それに伴って K_{th} が低下した。クランプ法を用いて評価された $K_{th}=5.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ がクランプ法を用いない場合に評価された最低値 $K_{th}=4.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ よりも大きい理由は、き裂面の変位様式が混合モードとなり、有効なき裂駆動力が低下したことによると考えられる。このように、クランプ法を用いることにより、 K_{th} が過大評価される場合がある。

3.1.3 他の研究との比較 da/dN と $K_{\max}$ の関係を他の研究で得られた結果と比較して図 6 に示す。

図 4 クランプ法を用いた場合と用いない場合の疲労き裂進展経路

図 5 クランプ法を用いない疲労き裂進展試験の結果

図中の中実印で示した結果が EC-141 のものである。クランプ法を用いた 1 Hz と 10 Hz の結果はほとんど一致しており、 da/dN の繰返し速度依存性は小さい。前述したように、下限界の近傍では、き裂面の巨視的な変位様式が混合モードとなっているが、下限界近傍を除けば混合モードの影響はほとんど関与していない。クランプ法を用いた場合と用いない場合の da/dN は、同一の K_{max} に対して得られていないが、両者は異なる da/dN - K_{max} 関係を与えているようである。また、菅原らにより測定された EC-141 の結果⁽¹¹⁾ は、本研究のクランプ法を用いた場合の結果よりも加速側となっている。この結果は、Constant moment 法により求められているので、 da/dN - K_{max} 関係の試験片形状依存性を示唆している。ただし、 da/dN - K_{max} 関係を $da/dN=10^{-10}$ m/cycle まで外挿した点の K_{max} 値を K_{th} と再定義すると、両者の K_{th} はほぼ一致しており、約 $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ である。

図 6 には、異なる窒化けい素について測定された da/dN - K_{max} 関係⁽¹¹⁾⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾ も併記した。この結果から、本研究で用いた EC-141 の K_{th} は、他の材料よりも高いようである。ところで、菅原ら⁽¹¹⁾ および高橋ら⁽¹⁵⁾ は 2 種類の窒化けい素について試験を行っているが、いずれも顕著な da/dN - K_{max} 関係の差異は認められていない。むしろ、 da/dN - K_{max} 関係は研究者(試験条件)ごとに大きく異なっている。

3・2 破壊抵抗曲線 クランプ法を用いた 10 Hz の疲労き裂進展試験で K_{th} に至った試験片について、単調増加荷重下のき裂進展挙動を調べた。得られた R 曲線を Maniette らの結果⁽⁴⁾ と比較して、図 7 に示す。疲労予き裂に対して試験を行った本研究の場合、き裂進展に伴う破壊抵抗の増大はほとんど認められ

ず、 $K=6.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で $\Delta a=0.2 \text{ mm}$ 程度安定にき裂が進展した後、不安定破壊に移行した。

Maniette らの実験では、 $W=15.6 \text{ mm}$ 、 $B=0.9 \text{ mm}$ のコンパクト試験片を用い、き裂進展を安定化させるために、crack stabilizer⁽¹⁷⁾ を使用している。試験に先立ち、約 3 mm の予き裂を導入した後、き裂先端から約 $10 \mu\text{m}$ を残して切欠きを再度機械加工している。これにより、ウエイクの遮蔽効果の除去された予き裂が得られるとしている。き裂進展は $K=4.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ から開始し、き裂の進展に伴って破壊抵抗が増大する。やがて、 R 曲線は $K=6.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で平坦となっている。

以上のように、疲労予き裂に対して測定した R 曲線は、Maniette らによって測定された理想き裂に近い予き裂に対する R 曲線とは全く異なっているが、本研究の試験で不安定破壊が開始する K 値は、Maniette らの試験で R 曲線が平坦となる K 値とほぼ一致しており、両者はウエイクの遮蔽効果が飽和状態となった場合の破壊抵抗 K_{sc} に対応している。これらの試験で R 曲線が異なることは、疲労予き裂に単調増加荷重を加えるとウエイクの遮蔽効果があることを示唆している⁽³⁾。ところで、SEPB 法および SEVNB 法で測定された破壊靱性値 K_{Ic} ⁽⁶⁾ は、上記の K_{sc} よりも低い値が報告されている。これらの場合、不安定破壊の開始前に安定き裂進展がわずかに生じ、 K_{Ic} が過小評価された可能性がある。また、シェブロン V 切欠法で測定された K_{Ic} も K_{sc} よりいくぶん低い⁽⁷⁾。この場合には、不安定破壊開始時のウエイクが小さく、遮蔽効果が飽和状態まで増加していなかったと考えられる。

Maniette らの試験において、き裂進展が開始する

図 6 da/dN - K_{max} 関係の他の研究との比較

図 7 破壊抵抗曲線

K 値は、ウエイクの遮蔽効果が存在しない場合の最低のき裂進展抵抗を表しており、 K_{IC} に対応している。図 6 の結果から、この値は K_{th} とほぼ一致している。 K_{IC} と K_{th} が一致することは、ウエイクの遮蔽効果の荷重繰返しに伴う変化に基づき前報において詳細に議論した⁽⁹⁾。図 6 の K_{th} の大小関係から、EC-141 は他の窒化けい素よりも K_{IC} が高いと考えられる。

4. 考 察

以上に示した実験結果から、長いき裂の進展特性には、ウエイクの遮蔽効果に基づき多くの影響因子が存在するが、 K_{th} は K_{IC} と一致し、両者は長いき裂の最低のき裂進展抵抗を表すことが明らかとなった。一方、破壊応力 σ_f は、材料中に含まれる欠陥やき裂の寸法に依存することが知られている⁽¹⁸⁾。これは、本研究で対象とした長いき裂と自然欠陥として存在する微小き裂の進展特性が異なることを示唆している。以下では、長いき裂と微小き裂の進展特性の相違を考慮して、他の研究で報告された強度特性に対する破壊力学的な考察を加える。

繰返し荷重下および静荷重下の σ_f をそれぞれ $\sigma_{f,cyclic}$ および $\sigma_{f,static}$ と表示し、図 8 にそれらの a 依存性を模式的に示す。ここで、 a は試験片または部材

に存在する最大のき裂長さとする。図 8(a) は素材に含まれる潜在欠陥の初期寸法 a_d が十分小さい材料の傾向を表しており、EC-141 の場合に対応している。コンパクト試験片のように a が数 mm 以上の場合、静荷重下ではウエイクの遮蔽効果が飽和状態となり、負荷される応力拡大係数 K が K_{sc} に達すると破壊が生じる。繰返し荷重下では、 K_{max} が K_{th} 以上であれば安定なき裂進展が生じ、やがて破壊に至る。 a が小さくウエイクの遮蔽効果が存在しない場合、 K または K_{max} が K_{th} を越えると、安定なき裂進展を生ずることなく破壊すると考えられる。EC-141 の平滑材の $\sigma_{f,cyclic}$ と $\sigma_{f,static}$ は、一致することが報告されている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。また、高橋らも異なる窒化けい素について同様の報告を行っている⁽¹⁵⁾。これらの挙動は、平滑材の破壊を支配する寸法のき裂にウエイクの遮蔽効果が寄与していないことを意味している。したがって、 σ_f の低下が開始する限界き裂長さ a_c は次式によって表される。

$$a_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{th}}{\sigma_f} \right)^2 \dots\dots\dots (1)$$

ここで、半円形の微小表面き裂を想定すると $\alpha = 0.66$ である⁽¹⁹⁾。 σ_f が図 8(a) のような傾向となる材料の a_d は、 K_{th} と σ_f から式 (1) によって与えられる a_c よりも小さい。

EC-141 の平滑材の σ_f は負荷条件に依存する。これまでに報告された σ_f ⁽⁸⁾⁽⁹⁾ および式 (1) によって求められる a_c の値を表 2 に示す。ここで、図 6 および図 7 の結果から $K_{th} = 4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ を仮定した。単調増加荷

(a) 初期欠陥寸法の小さい場合

(b) 初期欠陥寸法の大きい場合

図 8 破壊応力のき裂長さ依存性

表 2 異なる負荷条件における平滑材の破壊応力および限界き裂長さ

Ref. No.	Loading condition	Fracture stress σ_f , MPa	Critical crack length a_c , μm
(8)	3 point bending Monotonic loading 0.5 mm/min	1090	9.8
(8)	3 point bending Monotonic loading 0.001 mm/min	1020	11.2
(8)	3 point bending Static loading Cyclic loading $R = 0.1, 0.5$ $f = 1, 10 \text{ Hz}$	800	18.3
(9)	Uniaxial tension Monotonic loading $50 \sim 5 \times 10^4 \text{ MPa/sec}$	720~950	13.0~22.6
(9)	Uniaxial tens. & comp. Static loading Cyclic loading $R = -1, 0$ $f = 0.1, 10 \text{ Hz}$	650	27.7

R : Stress ratio, f : Loading frequency

重下（動疲労）では、変位速度 $dv/dt=0.001$ mm/min の σ_f のほうが $dv/dt=0.5$ mm/min の場合よりも低い。また、繰返し荷重下（繰返し疲労）および静荷重下（静疲労）の σ_f は、単調増加荷重下の結果よりも低い。これらの結果は三点曲げによって得られたものであるが、軸荷重によって得られた σ_f は、さらに低い値となっている。これらの結果は、統一的評価方法⁽²⁰⁾で定義されている有効負荷時間 t_{eff} および有効体積 V_{eff} の増加に伴って σ_f が低下することを意味している。それぞれの荷重条件では、寸法が a_d の潜在欠陥から微小き裂進展が開始し、 a が増大する。与えられた t_{eff} において $K=K_{th}(=K_{Ic})$ となると、長いき裂の破壊条件が満足される。このときの a が a_c にほかならない。 V_{eff} が増大すると確率的に a_d が増大し、一定の t_{eff} に対する a は増大する。その結果として σ_f が低下すると考えられる。

t_{eff} が小さい場合には、微小き裂進展がほとんど生じないので、 a_c は a_d に近いと予想される。すなわち、 t_{eff} の最も小さい単調増加荷重下の $dv/dt=0.5$ mm/min で得られた $a_c=9.8$ μ m は、 a_d に近いと考えられる。これは表面き裂長さ $2c=20$ μ m の人工き裂を付した場合、そのき裂以外の位置から破壊を生じることがあるという実験結果⁽¹⁰⁾とよく対応している。また、材料を構成する柱状晶の長さは 10 μ m 程度であり、上記の $a_c=9.8$ μ m とほぼ等しい。図 3 の二次き裂の発生挙動から推察して、柱状晶と粒界ガラス相の境界が初期欠陥となることが考えられる。

図 8(b) は a_d が大きい材料における σ_f の a 依存性を表しており、常圧焼結窒化けい素などの比較的大きな初期欠陥を有する材料の場合に対応している。 a_d が十分大きければ、潜在欠陥は長いき裂の進展特性を示す。また、ウェイクの遮蔽効果が σ_f に影響を及ぼすので、 a_d が大きな材料の $\sigma_{f,static}$ は $\sigma_{f,cyclic}$ よりも大きくなる⁽²¹⁾。繰返し荷重下では、ウェイクの遮蔽効果が除外されるので、 $\sigma_{f,cyclic}$ は K_{th} と a_d から次式によって与えられる。

$$\sigma_{f,cyclic} = \frac{K_{th}}{a\sqrt{\pi a_d}} \dots\dots\dots (2)$$

コンパクト試験片などのように $a \gg a_d$ の場合、 $\sigma_{f,cyclic}$ は K_{th} 一定の条件を満足し、 a の増大に伴って減少すると考えられる。一方、 $\sigma_{f,static}$ は K_{sc} 一定の条件を満足し、 a の増大に伴って減少すると考えられるが、ウェイクの遮蔽効果には a 依存性が存在するので、式(2)と類似した形で $\sigma_{f,static}$ を表示することはできない。

以上の考察から、室温における窒化けい素の強度特

性を破壊力学的に評価するために、 $K_{th}(=K_{Ic})$ が重要な材料特性であり、部材の強度は初期欠陥寸法または潜在欠陥から進展した微小き裂長さで決定されていると考えられる。微小な潜在欠陥からのき裂進展は、統一的評価法⁽²⁰⁾で定義される有効負荷時間と有効体積に依存しており、き裂長さが数 mm 以上の破壊力学試験片におけるき裂進展とは異なる特性を示す。このような微小き裂進展挙動の解明が今後の課題である。

5. 結 言

本研究では、前報で用いた繰返し荷重下および単調増加荷重下のき裂進展特性の評価方法をガス圧焼結窒化けい素 EC-141 について適用し、疲労き裂進展、 R 曲線およびき裂進展機構について検討した。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 疲労き裂進展速度は、クランプ法を用いた場合と用いない場合で異なり、試験片形状にも依存している。しかし、下限界応力拡大係数 K_{th} の試験片形状依存性は小さい。

(2) K_{th} は理想き裂の最低のき裂進展抵抗 K_{Ic} とほぼ一致している。他の窒化けい素の K_{th} と比較して、EC-141 の K_{th} は高く、約 4 MPa $\sqrt{m}$ である。

(3) 種々の荷重条件における強度特性に対して、 K_{th} と初期欠陥寸法または初期欠陥から進展したき裂長さに基づく解釈を与えた。

本研究では、日本特殊陶業(株)より試験片をご提供いただいた。また、文部省科学研究費 [奨励研究(A) No. 04750075] の補助を受けた。記して謝意を表する。本研究の一部に卒業研究として協力された当時岐阜大学学生・大西健治君に感謝する。

文 献

- (1) 小川, 機論, 57-535, A(1991), 492.
- (2) 小川, 材料, 40-458(1991), 1479.
- (3) 小川・越知・戸梶, 機論, 58-548, A(1991), 639.
- (4) Maniette, Y., Inagaki, M. and Sakai, M., *J. Europ. Ceram. Soc.*, 7(1991), 255.
- (5) Tajima, Y., Urashima, K., Watanabe, M. and Matsuo, Y., *Ceram. Trans.*, 1, B(1988), 1034.
- (6) 淡路・渡部・山田・坂井田・田宮・中川, 機論, 56-525, A(1990), 1148.
- (7) 坂井田・淡路・田宮・中尾, 材料, 41-460(1992), 106.
- (8) Tajima, Y., Urashima, K., Watanabe, M. and Matsuo, Y., *Ceram. Mater. Comp. Engines*, (1989), 719.
- (9) 菅原・大塚・石原・天野, 材料, 40-454(1991), 914.
- (10) 丹羽・浦島・多島・渡辺, セラミックス協会論文誌, 99-4(1991), 296.
- (11) 菅原・大塚・天野, 材料, 40-458(1991), 1491.
- (12) 飯尾・丹羽・多島・渡辺, *J. Ceram. Soc. Japan* 100-2(1992), 117.
- (13) Ogawa, T. and Suresh, S., *Eng. Fract. Mech.*, 39-

- 4(1991), 629. *Eng. Fract. Mech.*, **23**-4(1986), 745.
- (14) 菊川・城野・田中・高谷, 材料, **25**-276(1976), 899. (19) Murakami, Y. 編, *Stress Intensity Factors Handbook*, 2
(1987), 698, Pergamon Press.
- (15) 高橋・武藤・岡本・老川, 材料, **40**-452(1991), 588. (20) 岡部, 機械の研究, **42**-1(1990), 39.
- (16) 岸本・上野・河本, 材料, **36**-409(1987), 1122. (21) 大塚・菅原, 材料, **40**-453(1991), 700.
- (17) 逆井, 材料, **38**-424(1989), 20.
- (18) Usami, S., Kimoto, H., Takahashi, I. and Shida, S.,
-