長いき裂を有する窒化ケイ素の疲労き裂進展挙動

小笠原俊夫・安田榮一*

日産自動車(株)総合研究所, 237 神奈川県横須賀市夏島町 1

*東京工業大学工業材料研究所, 227 神奈川県横浜市緑区長津田町 4259

Fatigue Crack Growth Behavior of Large Crack in Silicon Nitride

Toshio OGASAWARA and Eiich YASUDA*

Nissan Research Center, Nissan Motor Co., Ltd., 1, Natsushima-cho, Yokosuka-shi 237

*Research Laboratory of Engineering Materials, Tokyo Institute of Technology, 4259, Nagatsuta-cho, Midori-ku, Yokohama-shi 227

[Received May 25, 1993; Accepted August 18, 1993]

Fatigue crack propagation under cyclic loading was observed in CT specimens of silicon nitride by employing an electrical resistance technique with crack gage made of platinum film. The crack growth rate was not uniform even if the fatigue condition was constant. The crack growth behavior in maximum stress intensity factor $K_{I\max}$ -increasing condition was different from that in $K_{I\max}$ -decreasing condition. The effect of stress ratio $R (= \sigma_{\min}/\sigma_{\max})$ was not significant when the minimum stress intensity factor ($K_{I\min}$) was greater than crack opening stress intensity factor (K_{open}). Fracture toughness measured by CT specimens after fatigue testing was smaller than that by SEPB method. The experimental results, indicated that the unloading may cause fretting and/or crashing of the asperities between the crack faces in silicon nitride, where toughening is achieved by grain bridging. Therefore, the cyclic loading may accelerate the static fatigue crack propagation caused by stress corrosion cracking.

Key-words : Silicon nitride, Fatigue, Crack growth, Fracture toughness, Crack bridging

1. 緒 言

破壊力学試験片を用いた疲労き裂進展試験は、金属における一般的な評価法の一つであり、寿命予測を行うために必要なデータを取得することができる。また、材料の疲労メカニズムを詳細に検討する目的でも、疲労き裂進展試験は有効である。セラミックスの疲労き裂進展が金属の場合と最も異なる点は、き裂進展速度が Paris 則 ($da/dN = A\Delta K_I^n$) では統一的に整理できず、

$$da/dt = AK_I^n \quad (1)$$

で近似される点にある^{1),2)}。ここで、 a, N, t はき裂長さ、繰返し数及び時間、 A, n はき裂進展パラメータ、 K_I は応力拡大係数である。(1)式は一定の応力波形のもとでは、

$$da/dN = AK_{I\max}^n \quad (2)$$

で表される²⁾。ここで、 $K_{I\max}$ は繰返し負荷における最大応力拡大係数であり、 $K_{I\max} = Y\sigma_{\max}\sqrt{\pi a}$ (Y : き裂の形状係数) で与えられる。一般のセラミックス材料では破壊靱性値 (K_{IC}) の絶対値が小さいことに加えて、(1),(2)

式におけるパラメータ n は20以上という大きな値となるため、疲労き裂進展試験を、 K_{IC} に近く、かつ狭い範囲で、精度良く実施する必要がある。

このように、セラミックスの疲労き裂進展試験は金属の場合と比較すると困難な要因も多いが、岸本ら^{3)~8)}、小川ら^{9)~11)}、高橋ら^{12),13)}、田中ら^{14),15)}、Dauskardt ら^{16)~19)} は破壊力学試験片を用いた疲労き裂進展試験を実施し、き裂進展メカニズムに関する詳細な研究を行っている。特に岸本と上野らによる研究によって、高靱化機構として粒子架橋が支配的な窒化ケイ素では、繰返し応力による粒子架橋領域の破壊が疲労き裂進展に大きな影響を及ぼしていることが明らかになっている^{7),8)}。また、Dauskardt らは PSZ や SiC-アルミナ複合材料のき裂進展試験におけるき裂履歴の影響について詳細な研究を行い、応力誘起変態や粒子架橋による Process zone 及び Process zone wake の形成がき裂進展速度に大きな影響を及ぼすことを報告している^{16)~19)}。このことは、窒化ケイ素の疲労き裂進展挙動も、き裂の履歴に大きく影響されることを示唆している。

そこで本研究では、CT 試験片を用いた常圧焼結窒化ケイ素の疲労き裂進展試験を実施し、最大応力拡大係数 ($K_{I\max}$) を階段状に変化させる方法によって、窒化ケイ素の疲労き裂進展挙動に及ぼす荷重履歴の影響に関する詳細な実験を行った。また、窒化ケイ素の高靱化機構が主に粒子架橋効果であるという前提のもとに、得られた実験結果から繰返し荷重下での疲労き裂進展挙動について考察した。

2. 実験方法

2.1 材料及び試験片形状

実験に用いた材料は、 Al_2O_3 (10 wt%) と Y_2O_3 (5 wt%) を焼結助剤とする常圧焼結窒化ケイ素であり、焼結温度 $1750^\circ C$ 、焼結時間 1 時間、密度は 3.2 g/cm^3 である。機械的特性は、4 点曲げによる室温強度 (JIS-R1601) は 695 MPa、共振法によるヤング率 (JIS-R1602) は 265 GPa、SEPB 法による破壊靱性 (JIS-R1607) は、 $5.0 \text{ MPa}\sqrt{m}$ となっている。

疲労試験片は ASTM-E399 で規定された CT 試験片に

Fig. 1. Geometries and dimensions of CT specimen with a crack gage evaporated by platinum sputtering. Chevron notch was used to induce pre-cracking easily.

準じ、図1(a)に示す形状とした。このような試験片にストレートノッチを導入しただけでは、安定的に疲労予き裂を導入することは困難であるため、図1(b)に示す形状のシェブロンノッチを適用した⁴⁾。予き裂の導入条件は、周波数 $f=10$ Hz、応力比 $R=(\sigma_{\min}/\sigma_{\max})=0.1$ 、最大応力拡大係数 $K_{I\max}=4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ である。シェブロンノッチ終端から更に2.5 mmの位置まで予き裂を進展させて、疲労き裂進展試験に使用した。

2.2 き裂長さの測定法

金属における最も一般的なき裂計測法は、クリップゲージや歪ゲージを用いてき裂開口変位 (COD) や背面歪 (BFS) を測定し、コンプライアンス法によってき裂長さを計算する方法である。ところが、セラミックスは破壊靱性が小さいことから、COD や BFS も著しく小さく、これらの方法で精度良く疲労試験中のき裂長さを測定することは困難である。そこで、本研究では図1(a)に示すような形状の厚さ約 $0.05 \mu\text{m}$ の Pt 薄膜製クラックゲージを、スパッタリング法によって試験片表面リガメント部に形成し、き裂長さの測定に使用した^{9),16),20)}。き裂長さと直流電位差の関係は、汎用有限要素解析コード ABAQUS (Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc.) によって計算し、校正曲線を求めた。クラックゲージへは、直流安定化電源 (アドバンテスト製, R6142) によって20 mA の定電流を流し、図1(a)に示す⑤部の電位を測定した。このときの初期電位は1.5~2.5 Vであった。クラックゲージ法によるき裂読み取り精度は、 $\pm 20 \mu\text{m}$ 以下であった。

実験は油圧サーボ式疲労試験機 (島津製作所製, EHF-EA0.5) を使用した。荷重, COD, BFS, き裂長さを、A/D変換インターフェース (コンテック製, AD12-16TA) を経由してパソコン (エプソン製, 286VF) に取り込み、これらをフィードバック信号として外部発振機 (NF回路設計製, 1920A) を介して疲労試験機を制御し、 K 値制御試験を実施した。この結果、 $K_{I\max}$ を $\pm 0.05 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以内の精度で制御することが可能となった。COD 及び BFS はクリップゲージ (インストロン製, 2670-004) 及び背面歪ゲージ (共和電業製, KFG2-120)

によって測定し、負荷時のコンプライアンス変化点から、き裂開口の応力拡大係数も併せて測定した。

3. 実験結果

3.1 $K_{I\max}$ 漸減試験におけるき裂進展挙動

周波数 $f=10$ Hz、応力比 $R=0.1$ 、サイン波の条件で、2本の試験片について $K_{I\max}$ を段階的に減少させる $K_{I\max}$ 漸減試験を実施した。図2(a)~(d)は、それぞれ一定の $K_{I\max}$ に対応するき裂進展挙動を拡大表示した結果であり、繰返し数とクラックゲージ法で測定されたき裂長さの関係を示したものである。微視的に見ると、き裂進展速度は一律ではなく、停留や急激なき裂進展などを含む、不均一な速度の進展挙動を示している。図3は、き裂進展速度 (da/dN)、最大応力拡大係数 ($K_{I\max}$)、き裂開口の応力拡大係数 (K_{open}) と、き裂長さ (a) との関係をプロットした結果である。き裂進展速度は $K_{I\max}$ 値を減少させると同時に低下し、更に緩やかに速度が小さくなる傾向を示している。この傾向は2本の試験片とも同じであった。

Fig. 2. Detailed plotting of fatigue crack growth under $K_{I\max}$ decreasing condition (Frequency $f=10$ Hz and stress ratio $\sigma_{\min}/\sigma_{\max}=R=0.1$). The maximum stress intensity factor $K_{I\max}$ is (a) $3.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (b) $3.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (c) $3.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (d) $3.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, respectively. Even if the fatigue testing condition is constant, the crack growth rate is not uniform.

Fig. 3. Fatigue crack growth rate (da/dN) and maximum stress intensity factor ($K_{I\max}$) as a function of crack length (a) under $K_{I\max}$ decreasing condition ($f=10$ Hz, $R=0.1$).

き裂開口の応力拡大係数は本実験の計測精度では差がみられず、き裂開口の応力拡大係数 K_{open} はき裂長さによらず約 $1.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と、一定であった。

3.2 $K_{I\max}$ 漸増試験におけるき裂進展挙動

図4は、周波数 $f=10 \text{ Hz}$ 、応力比 $R=0.1$ 、サイン波の条件で実施した $K_{I\max}$ 漸増試験における $K_{I\max}$ 、 K_{open} 及び da/dN と、き裂長さとの関係を示したものである。 $K_{I\max}$ 漸減試験の場合とは異なって、 $K_{I\max}$ 値を増加すると同時に、き裂進展速度 da/dN も大きくなり、これはき裂進展に依存せずほぼ一定となっている。 K_{open} は $1.0 \sim 1.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度ではほぼ一定である。き裂は $K_{I\max}$ 漸減試験と同様に、微視的には不均一な速度で進展していることが認められた。

図2に示すようなき裂長さと繰り返し数の関係を直線回帰することによっておのおのの最大応力拡大係数 $K_{I\max}$ に対するき裂進展速度を計算し、き裂進展線図上にプロットした結果を図5の■及び○に示す。ここで、●は■とは異なる試験片を用いて $K_{I\max}$ 漸減試験を実施した結果であるが、データはほぼ一致している。疲労き裂進展パラメータは、 $K_{I\max}$ 漸減試験の場合には $A=1.69 \times 10^{-34}$ 、 $n=43.7$ 、漸増試験の場合には $A=4.35 \times 10^{-22}$ 、 $n=22.7$ であり、大きく異なる値となった。

3.3 繰り返し周波数及び応力比の影響

応力比 $R=0.1$ 、サイン波、最大応力拡大係数 $K_{I\max}=4.1$ 及び $3.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の一定の条件で、周波数のみ $f=1, 5, 10 \text{ (Hz)}$ と変化させた場合のき裂進展速度を図6

Fig. 4. Fatigue crack growth rate (da/dN) and maximum stress intensity factor ($K_{I\max}$) as a function of crack length (a) under $K_{I\max}$ increasing condition ($f=10 \text{ Hz}$, $R=0.1$).

Fig. 5. Crack growth rate diagram ($K_{I\max}-da/dN$ diagram) under $K_{I\max}$ increasing and decreasing condition ($f=10 \text{ Hz}$, $R=0.1$).

Fig. 6. Effect of frequency on fatigue crack growth rate under $R=0.1$.

Fig. 7. Fatigue crack growth rate (da/dN) as a function of stress amplitude ΔK_I . The data were obtained by changing stress ratio under constant $K_{I\max}$ (4.15 or $3.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

に示す。き裂進展速度は、周波数の増加とともに遅くなる傾向が認められる。同様の実験結果は岸本らによる詳細な報告がなされており³⁾、繰り返し数ばかりでなく、負荷時間も疲労き裂進展速度に大きく影響していることが分かる。

周波数 $f=10 \text{ Hz}$ 、 $K_{I\max}=4.15$ 及び $3.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の条件で、応力比の影響を調べた結果を図7のき裂進展線図上に示す。ここで横軸は応力振幅 $\Delta K_I (=K_{I\max}-K_{I\min})$ である。図中には $R=0.1$ 、 $f=10 \text{ Hz}$ の条件で $K_{I\max}$ 漸減試験によって得られたデータも同時にプロットしてある。(1) 式に示した時間依存型の SCG (Subcritical Crack Growth) モデルに従えば、応力比が大きくなると、1 周期当たりのき裂進展量 (速度) は大きくなる²⁾。ところが、 $K_{I\max}$ が一定の場合、応力振幅が小さい (応力比が大きい) ほどこき裂進展速度は小さくなっており、これは SCG モデルでは説明できない。 $K_{I\max}$ が一定の場合について、便宜的に Paris 則 ($da/dN=A\Delta K_I^n$) を仮定したときのき裂進展パラメータの値は、 $A=1.44 \times 10^{-10}$ 、 $n=5.8$ ($K_{I\max}=4.15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)、及び $A=8.30 \times 10^{-11}$ 、 $n=4.3$ ($K_{I\max}=3.90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) であった。 $K_{I\max}=3.90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ では、 $f=1 \text{ Hz}$ の実験も行ったが、図7に示すように周波数の影響は顕著には認められなかった。

図8は、 $K_{I\max}=3.90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ のときの応力比と K_{open} の関係を示した結果であるが、 K_{open} はほぼ一定であり、応力比 R には依存しなかった。なお $\Delta K_I < 2.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

Fig. 8. Effect of stress ratio (R) on crack opening stress intensity factor K_{open} under $K_{Imax}=3.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $f=10 \text{ Hz}$. In $R>0.27$, crack closure was not observed.

($R>0.30$) の条件ではき裂の開口は観察されなかったため、図8では K_{Imin} をプロットしてある。

3.4 き裂進展試験後の破壊靱性値

き裂進展試験後の試験片は、材料試験機を用い、クロスヘッド速度 0.5 mm/min の条件で引っ張り試験を行って、破壊靱性値を測定した。図9は、き裂進展後の破壊靱性値を、繰返し疲労試験の最終 K_{Imax} の関数としてプロットしたものである。ここで繰返し疲労条件は、いずれも応力比 $R=0.1$ 、周波数は $f=10 \text{ Hz}$ である。SEPB法で測定された破壊靱性値 $K_{IC}=5.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に比較して全般に小

Fig. 9. Fracture toughness (K_{IC}) after cyclic fatigue testing under $f=10 \text{ Hz}$ and $R=0.1$ as a function of K_{Imax} . K_{IC} is small with K_{Imax} .

きな値となっており、特に疲労試験時の K_{Imax} が大きいほど K_{IC} は小さくなる傾向が認められる。データは若干ばらついているが、これは同じ K_{Imax} の場合でも応力の履歴がおのおの異っていることが原因であると考えられる。

4. 考 察

岸本らは、窒化ケイ素の繰返し疲労き裂進展に関する一連の研究によって、(1)窒化ケイ素の繰返し疲労は、基本的に大気中水分の影響をうけた時間依存型の遅れ破壊(応力腐食)であり、(2)繰返し負荷による粒子架橋領域の損傷によって応力遮蔽効果が低下し静荷重き裂進展を加速することを明らかにした^{3)~8)}。この結論は妥当なものであって、小川ら^{10),11)}、高橋ら¹³⁾、Dauskardtら^{16)~19)}、Guioら²¹⁾、Lathabaiら²³⁾によるマグネシア、アルミナ、ウイスカー強化アルミナ等の粒子架橋効果による高靱化機構が支配的なセラミックスに対する実験結果でも、同様の結論が得られている。そこで、本研究でもこの立場からの考察を試みる。

図10は、疲労き裂のSEM観察結果である。図10(a)からも明らかのように、き裂は屈曲しながら進展しており、繰返し負荷におけるき裂面の不整合や、フレッチング損傷による摩耗片なども随所に観察された¹⁴⁾、また図10(b)は、架橋した柱状粒子が、ディボンディング後に破損したと思われる形跡であり、同様の現象はき裂全体を通して他にもいくつか観察された。粒子架橋領域の損傷は、応力遮蔽効果による応力拡大係数(K_{IS})を低下させるため、き裂先端での応力拡大係数(K_{Itip})が増加し、測定される破壊靱性値(K_{IC})が小さくなる。これは、図9に示すように繰返し疲労試験後の K_{IC} が、SEPB法によって得られた K_{IC} よりも低下していることから明らかである。また、 K_{Imax} が大きいほどき裂の非線形挙動(き裂進展など)が大きく、き裂面でのフレッチング損傷が顕著になり、 K_{IC} も小さくなったものと考えられる。

Dauskardtらは、 K_{Imax} を急激に変化させた場合の部分安定化ジルコニア(PSZ)やアルミナ複合材料の疲労き裂進展試験を行い、PSZの場合には、 K_{Imax} を急激に減少す

(a)

(b)

Fig. 10. Scanning electron micrographs of fatigue crack. (a) crack surface asperities, (b) crack bridging.

ると、き裂進展速度は急激に減少した後、徐々に増加に転じることを報告している。これは、応力誘起変態による高靱化が、 $K_{I\max}$ が大きいほど顕著であることに起因している¹⁸⁾。一方、SiC-アルミナ複合材料の場合には、 $K_{I\max}$ を急激に減少すると、 da/dN も急激に低下したのち、更に徐々に低下することを報告しており、これは本実験と類似した結果となっている¹⁹⁾。

図11は本実験における疲労き裂進展挙動をモデル的に示したものである。図11(a)に示すような $K_{I\max}$ 漸減試験では、粒子架橋領域が高い $K_{I\max}$ で大きな損傷をうけているため、 $K_{I\max}$ 値を下げた後でも、き裂進展速度は急激には小さくならない。新しい $K_{I\max}$ のもとでき裂進展がおり、粒子架橋による応力遮蔽効果 (K_{IS}) が大きくなるのに従ってき裂進展速度は緩やかに低下し、最終的には一定値になるものと考えられる。一方、 $K_{I\max}$ 漸増試験では、疲労予き裂を $K_{I\max}=4.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ という条件で導入したため、粒子架橋領域が大きく破壊されている。そのため、 $K_{I\max}$ が小さな場合でも破壊靱性値が十分に大きくなり、図11(b)に示すように、 $K_{I\max}$ を上げた後、き裂進展速度は急激に変化し、粒子架橋領域の損傷に伴って緩やかにき裂進展速度は大きくなるような挙動を示すことが予想される。以上の考察は、図3及び図4の実験結果とおおむね一致しており、繰り返し応力下での粒子架橋領域の損傷が窒化ケイ素の疲労き裂進展挙動に大きな影響を及ぼしていることを示している^{7)~15)}。

本実験で観察された不連続な疲労き裂進展挙動は、窒化ケイ素³⁾、SiC ウィスカー強化アルミナ複合材料¹¹⁾などでも報告されている。不連続な疲労き裂進展挙動が観察される理由としては、粒子架橋領域の破壊→破壊靱性の低下→き裂進展の加速→粒子架橋の再構築という過程が、微視的に繰り返されていることが考えられる。また、本実験でのき裂前縁は10 mm という厚さを持っているため、弱い部分からき裂が進展すると考えると、試験片表面のき裂進展

速度は微視的に見れば不均一となる。更に、き裂先端近傍で、窒化ケイ素と粒界ガラス相との弾性不均一に起因したマイクロクラックが生成し、これが主き裂と合体することによって不連続なき裂進展が起こる可能性もある。今回使用した窒化ケイ素では、焼結助剤として Al_2O_3 と Y_2O_3 を計15 wt% 含んでおり、粒界には多くのガラス相が存在する。この構造は、ウィスカー強化複合材料に類似しており、き裂先端近傍で不均一応力場によるマイクロクラックが生成する可能性はある¹¹⁾。同様の考察は、高津らによってもなされており²²⁾、窒化ケイ素の疲労き裂進展挙動に及ぼす粒界ガラス相の影響も重要であると考えられる。しかしながら、不均一なき裂進展挙動の詳細な原因については本実験結果だけでは不明である。

粒子架橋領域の損傷は、き裂面の接触によるフレッチングによると考えられるため、き裂開口 K_{open} を調べることは重要である。図7から分かるように、 $K_{I\max}=3.90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の場合、 $\Delta K < 2.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ($R > 0.30$) の範囲では、 ΔK に伴うき裂進展速度の低下は急激に小さくなっている。図8に示すように、き裂開口応力拡大係数が $K_{\text{open}}=1.0\sim 1.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であることを考えると、これは $K_{I\min} > K_{\text{open}}$ の領域に対応している。すなわち、繰り返し応力による粒子架橋領域の破壊は、き裂面の接触のない $K_{I\min} > K_{\text{open}}$ の範囲では少なく、き裂面の不整合によるき裂のフレッチング損傷の影響が大きいことを示している。

以上の実験結果は、長いき裂の繰り返しき裂進展は、静荷重き裂進展が粒子架橋領域のフレッチング損傷によって加速されるというメカニズムを裏づける結果となっている。

5. 結 言

セラミックスの疲労き裂進展速度を測定するたための方法として、 P_t スパッタ膜を用いたクラックゲージ法を適用し、常圧焼結窒化ケイ素の繰り返し疲労き裂進展試験を実施した。窒化ケイ素のき裂進展速度は必ずしも一様ではなく、き裂進展速度が急に変化する不均一な速度のき裂進展挙動が認められた。き裂進展は、 $K_{I\max}$ 漸減試験と $K_{I\max}$ 漸増試験では異なる挙動を示した。応力比の影響は、 $K_{I\min} > K_{\text{open}}$ の範囲では顕著には認められなかった。また疲労試験後の破壊靱性 K_{IC} は SEP法で測定した値よりも小さく、この傾向は $K_{I\max}$ が大きい場合ほど顕著であった。以上の実験結果から、窒化ケイ素の繰り返し荷重下によるき裂進展は、静荷重き裂進展が、粒子架橋領域のフレッチング損傷によって加速されるというメカニズムを裏づける結果が得られた。

謝 辞 本研究を遂行するに当たり、ご助力を頂きました東京工業大学工業材料研究所・赤津 隆助手に感謝致します。また、試験片の試作にご協力頂きました、日産自動車(株)総合研究所・浦本清弘氏、堀 年雄氏、宮村利春氏に感謝致します。

文 献

- 1) S. M. Wiederhorn, "Fracture Mechanics of Ceramics", Vol. 2, Ed. by R. C. Bradt et al., Plenum, New York (1974) pp.

Fig. 11. Schematic representation of the relationship between fatigue crack growth rate and fracture toughness under cyclic loading. (a) $K_{I\max}$ -decreasing condition, (b) $K_{I\max}$ -increasing condition.

- 613-46.
- 2) A. G. Evans, *Int. J. Fract.*, **16**, 485-98 (1980).
 - 3) 岸本秀弘, 上野 明, 河本 洋, 材料, **36**, 1122-27 (1987).
 - 4) A. Ueno, H. Kishimoto, H. Kawamoto and M. Asakura, *Eng. Fract. Mech.*, **40**, 913-20 (1991).
 - 5) 岸本秀弘, 上野 明, 河本 洋, 藤井康義, 材料, **38**, 1212-17 (1989).
 - 6) 上野 明, 岸本秀弘, 河本 洋, 材料, **41**, 253-59 (1992).
 - 7) 上野 明, 岸本秀弘, 河本 洋, 山中洋一, 材料, **41**, 495-501 (1992).
 - 8) 岸本秀弘, 上野 明, 河本 洋, 日本機械学会論文集, **58-A**, 2011-17 (1992).
 - 9) 小川武史, 日本機械学会論文集, **57-A**, 492-99 (1991).
 - 10) 小川武史, 材料, **40**, 1479-84 (1991).
 - 11) 小川武史, 越知篤則, 戸梶恵郎, 日本機械学会論文集, **58-A**, 639-46 (1992).
 - 12) 高橋 学, 武藤陸治, 岡本寛巳, 老川恒夫, 材料, **40**, 588-94 (1991).
 - 13) 高橋 学, 武藤陸治, 日本機械学会論文集, **57-A**, 2615-21 (1992).
 - 14) T. Tanaka, N. Okabe, H. Nakayama and Y. Ishimaru, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **15**, 643-53 (1992).
 - 15) M. Okazaki, A. J. Mcevely and T. Tanaka, *Metall. Trans.* **22A**, 1425-34 (1991).
 - 16) R. H. Dauskardt, W. Yu and R. O. Ritchie, *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**, C248-52 (1987).
 - 17) R. H. Dauskardt, D. B. Marshall and R. O. Ritchie, *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**, 893-903 (1990).
 - 18) R. H. Dauskardt, W. C. Carter, D. K. Veirs and R. O. Ritchie, *Acta Metall.*, **38**, 2327-36 (1990).
 - 19) R. H. Dauskardt, M. R. James, J. R. Porter and R. O. Ritchie, *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**, 759-71 (1992).
 - 20) 野口新二, 布村成具, 日本材料学会第38回全国大会論文集, 73-75 (1989).
 - 21) F. Guiu, M. Li and M. J. Reece, *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**, 2976-84 (1992).
 - 22) 高津 学, 大矢寛二, 安藤雅史, セラミックス論文集, **98**, 490-98 (1990).
 - 23) S. Lathabai, J. Rodel and B. R. Lawn, *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**, 1340-48 (1991).