圧電セラミックス (PZT) の疲労き裂先端近傍の ドメインスイッチングの細束 X 線的研究†

田 中 啓 介* 岩 田 吉 史** 中 川 時 児***
秋 庭 義 明**** 木 村 英 彦*****

X-Ray Microbeam Evaluation of Domain Switching near Fatigue Cracks in Piezoelectric Ceramics (PZT)

by

Keisuke TANAKA *, Yoshifumi IWATA **, Tokinori NAKAGAWA ***,
Yoshiaki AKINIWA **** and Hidehiko KIMURA *****

Fatigue crack propagation tests of PZT ceramics were conducted by using 4 point bending of single edge-notched specimens under cyclic and static loading conditions. Domain switching (DS) in the vicinity of fatigue cracks in PZT ceramics was evaluated from the intensity ratio of 002 to 200 diffractions measured by X-ray microdiffraction. The change of the crack propagation rate with crack extension can be divided into three regions. In region I, the crack propagation rate decreases with increasing crack length, and then turn to increase in region III. In region II, the propagation rate is nearly constant. The crack propagation rate was higher in the order of cyclic fatigue with frequency of 30Hz, cyclic fatigue with 0.3Hz and static fatigue. DS near the crack tip was divided into two kinds : one is the residual DS left without load and the other was reversible during loading-unloading cycle. The amount of residual DS increased with crack extension. The decrease of crack propagation rate in region I was caused by the development of DS and interlocking between crack faces. In region III, the increase of the applied stress intensity factor became dominant, then accelerated crack propagation. Region II was the transitional region. The fatigue fracture surface made by static fatigue had the largest amount of residual DS and the largest fraction of intergranular fracture.

Key words : Piezoelectric ceramics, PZT, Fatigue, Compliance method, Domain switching, X-Ray diffraction, Intergranular fracture

1 緒 言

圧電セラミックスのうちチタン酸ジルコン酸鉛 (Lead zirconate titanate : PZT) は広くセンサーやアクチュエータ等として使用されているが、これらの長期信頼性を保証するためには、疲労に対する対策が不可欠である。圧電セラミックスの結晶は自発分極の揃ったいくつかの分域と呼ばれる領域によって形成されており、機械的応力または電界が加えられると分域境界が移動し、分域反転 (ドメインスイッチング Domain switching : DS) が生ずる。この DS がき裂先端で生じると、き裂進展抑制効果となりき裂進展抵抗あるいは破壊じん性値が向上することが報告されている^{1)~4)}一方、疲労における DS の役割については明確でなく、疲労損傷として圧電特性の劣化などが検討されているのみである。⁵⁾また、疲労き裂進展に関しては、筆者らは前報^{6), 7)}で、外力および電界の負荷に起因する DS は疲労き裂進展に抑止効果を有してお

り、DS の挙動は X 線回折によって検出可能であることを示した。

正方晶の PZT では、このとき 002 および 200 回折の積分強度比を測定することから DS を評価することが可能である。^{1), 4), 8)}X 線測定で照射域が 50 ~ 100 μ m 程度である細束 X 線を使用すると、結晶粒 (3 ~ 4 μ m) や分域寸法に対して十分大きい、照射領域中の回折結晶粒が少ないため回折像が斑点状となるが、この回折像を 2 次元位置敏感形検出器 (Position sensitive proportional counter : PSPC) により検出を行い、記録画像をソフト的に平均化することから回折強度比の微小領域での測定が可能になるものと期待される。⁴⁾

本研究では、DS の変化を顕著に検出するため板厚方向に分極した片側切欠き付き試験片を使用し、4 点曲げによるき裂進展試験を行った。き裂進展挙動に及ぼす繰返し疲労における周波数の影響および静疲労との比較を

† 原稿受理 平成 18 年 10 月 13 日 Received Oct. 13, 2006 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 名城大学理工学部機械システム工学科 〒468-8502 名古屋市天白区塩釜口, Dept. of Mech. Eng., Meijo Univ., Tenpaku-ku, Nagoya, 468-8502

** 学生会員 名古屋大学大学院 〒464-8603 名古屋市千種区不老町, Graduate Student, Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

*** 正 会 員 シャープ(株) 〒545-8522 大阪市阿倍野区長池町, Sharp Co. Ltd., Abeno-ku, Osaka, 545-8522

**** 正 会 員 名古屋大学大学院工学研究科 〒464-8603 名古屋市千種区不老町, Dept. of Mech. Sci. and Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

***** 正 会 員 名古屋大学エコトピア科学研究所 〒464-8603 名古屋市千種区不老町, EcoTopia Sci. Inst., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

行うとともに、無負荷および負荷状態において疲労き裂の先端近傍に、細束 X 線を照射し、2 次元 PSPC を使用して 002 および 200 回折の積分強度比の分布の測定をした。さらに、破面の測定も行い DS の程度を評価し、き裂進展挙動との相関を検討した。

2 実験方法

2・1 材料および試験片

本実験で使用した供試材は 1503K で常圧焼結したペロブスカイト構造を持つ PZT (Pb (Zr, Ti) O₃) で、材料における固溶比率は Zr : Ti = 53 : 47 である。結晶系は正方晶で、非分極材に対して X 線を用いて格子定数を精密測定した結果は $a = 0.40410\text{nm}$, $c = 0.41087\text{nm}$, $c/a = 1.017$ であった。⁶⁾

試験片は断面積 $3.0\text{mm} \times 4.0\text{mm}$ 、長さ 26.0mm の角材で、側面 ($3.0\text{mm} \times 26.0\text{mm}$ 面) に銀電極を焼き付け、373K のシリコンオイル中で 1.9kV/mm の電界で幅 3mm 方向に 10 分間分極処理した。これを PS 材と称する。その後、側面の中心部に深さ 1mm の V 型切欠きを導入した。切欠きの開き角は 20° で、先端の切欠き半径は $14\mu\text{m}$ である。最終的に表面観察のために $1, 0.3, 0.05\mu\text{m}$ のアルミナを用いたバフ研磨を行い、実験に供した。

材料の自発分極方向は $\langle 001 \rangle$ である。また、この方向に垂直に応力または電界を加えると、 90°DS が生じる。したがって、002 回折および 200 回折の積分強度を比較することで 90°DS 量を評価することが可能である。本試験片では、疲労前は分極により自発分極方向 $\langle 001 \rangle$ が板厚方向に向いているが、4 点曲げ応力の負荷により、 90°DS を起こして試験片の長手方向に向くため、試験片側面観察で強度比 I_{002}/I_{200} の変化が的確に捉えられる。

2・2 4 点曲げ疲労試験

低荷重型電磁力式疲労試験機 (島津製作所製、マイクロサーボ MMT-100N10 ロードセル 100N) により 4 点曲げ疲労試験を行った。このときの内スパンは 10mm 、外スパンは 20mm である。疲労試験では荷重比 $R = 0.1$ の正弦波を荷重周波数 $f = 30\text{Hz}$ または 0.3Hz で負荷し、実験最大荷重は切欠きをき裂と見なしたときの応力拡大係数 $K_{\max}$ を $0.6\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ に設定した。このときの最大荷重は 32N である。一定荷重の静疲労試験では疲労試験で負荷する最大荷重を負荷し、保持した。なお、本試験材料の破壊じん性は $0.88\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ であるので、疲労で負荷した $K_{\max}$ はこの 0.68 倍である。

試験中に試験片に貼付けされたひずみゲージより背面ひずみを測定し、設定した時間毎に 1 サイクル分の荷重とひずみの関係を記録した。1 サイクル毎のデータサンプリング数は 333 点である。

2・3 き裂長さの検出方法

本研究では、繰返し荷重により切欠き先端から 1 本の直線状のき裂が進展し、かつ繰返しに伴うコンプライアンスの変化がすべてき裂の成長によるものと仮定し、その変化からき裂の進展量を求める。コンプライアンス λ は、荷重 P と圧縮ひずみ ε との関係として次式で定義する。

$$\lambda = \frac{\varepsilon}{P} \quad (1)$$

4 点曲げを受ける切欠き材のコンプライアンスと、切欠きもしくはき裂長さとの関係を有限要素法により求めた。⁶⁾ 静疲労の場合にはあらかじめ設定した時間において、荷重の除荷・負荷を 1 回行いそのときのコンプライアンスを測定し、き裂長さを求めた。

2・4 応力拡大係数

総体応力 (切欠きのない部分での曲げ応力) σ_g は、試験機で発生させる荷重 P から材料力学により次式となる。

$$\sigma_g = \frac{3P(L-l)}{2bh^2} \quad (2)$$

ここで、 b は試験片幅、 h は試験片高さ、 L , l は外および内スパンである。応力拡大係数は上式の σ_g を用いて、Tada らによる式⁹⁾で算出した。

2・5 細束 X 線測定

測定は二次元検出器を有する X 線発生装置 (Bruker AXS 製, D8 DISCOVER with GADDS) を用い、試験片側面および破面において行った。X 線回折測定条件を Table 1 に示す。直径が 0.05mm の全反射コリメータを用いた。Table 1 に示した 002, 200 回折の回折角をもとに試料法線の角度 $\omega = 22^\circ$ 、また検出器の法線の角度 $2\theta = 44^\circ$ とした。さらに、より多くの結晶からの回折を得るために、 ω 軸を $\pm 2^\circ$ の揺動を行った。

二次元検出器より得られたデバイ環を Fig. 1 (a) に示す。このデバイ環から χ 方向に $-114^\circ \sim -66^\circ$ の範囲で積分して求めたプロファイルの 002 回折と 200 回折の部分を Fig. 1 (b) に示す。このプロファイルに対して $K\alpha_2$ 線による回折を除去し、波形分離処理後 002 回折と 200 回折の積分強度比 I_{002}/I_{200} を求めた。

負荷時の測定を行う場合は、4 点曲げ治具を X 線発生装置の XYZ ステージに取り付けた。4 点曲げの外スパン、内スパンは疲労試験時と同一である。負荷ボルトにより荷重を与え、小型圧縮型ロードセル (KYOWA 製, LM-10KA) により計測した。

細束 X 線による測定領域を Fig. 2 に示す。測定領域は $1.0\text{mm} \times 0.2\text{mm}$ の領域であり、グリッド上の交点を x, y 軸方向に 0.05mm のピッチで X 線を照射した。測定点の総数は 105 点であり、点 O をマッピング時での座標の原点とした。

Table 1 X-ray conditions for tetragonal PZT.

Characteristic X-ray	Cu-K α	
Tube voltage, kV	45	
Tube current, mA	100	
Collimator dia., mm	0.05	
Diffraction plane	002	200
Diffraction angle, deg	43.66	44.92
Oscillation angle, deg	$\omega = \pm 2$	
Exposure time, min	4

Fig. 1 X-ray diffraction profile of tetragonal PZT.

Fig. 2 Measurement area for intensity ratio distribution.

2・6 破面の電子顕微鏡観察

き裂近傍および破面の観察は、イオンコータで金の蒸着をした後、走査型電子顕微鏡（日本電子製 FE-SEM, JSM6330F, JSM7000F）で観察した。

3 実験結果および考察

3・1 荷重-ひずみ関係

周波数 30Hz の繰返し疲労試験中に計測した荷重 P と圧縮ひずみ ε の関係を Fig. 3 に示す。図中に描かれている N は繰返し数であり、 $N=1$ の曲線は実験開始時の最大荷重 $P_{\max}$ の 90% に P が達した時のループである。また、最終ループは破断前に最後に取り込んだループである。図より疲労試験の経過に伴いコンプライアンスが増

Fig. 3 Load-strain records during fatigue.

加しているとともに、ループ幅が増加し、かつ右方向に移動することから永久変形も導入されていることが分かる。ループ幅の増大は、後述のように荷重 P の負荷時に 90°DS が生じており、除荷とともに逆 DS が生じることが関係している。繰返し数の増加に伴ってループ幅が次第に大きくなっているが、これは、後述のようにき裂進展量が増加することで、き裂先端近傍の応力場が大きくなり 90°DS がより多く生じるためである。

3・2 き裂進展速度

Fig. 3 に示した荷重-ひずみ関係の全ての点を使用して、最小二乗直線近似をして得られたコンプライアンスからき裂長さを算出した。時間に対するき裂進展速度 da/dt とき裂進展量 Δa との関係を Fig. 4 (a) に、最大応力拡大係数 $K_{\max}$ との関係を Fig. 4 (b) に示す。ここで繰返し疲労のき裂進展速度は、一回の進展速度を周波数で割って単位時間あたりの進展量に換算した。図より分かるように、前報⁶⁾の場合と同様、繰返し疲労試験においては周波数に依らず Δa の増加と共にき裂進展速度が減少する第 I 領域、進展速度が一定である第 II 領域、き裂進展速度が増加する第 III 領域に分けられる。また、第 III 領域では $K_{\max}$ が破壊靱性値近傍で不安定破壊となる。

一方、一定荷重下の静疲労でもき裂は進展する。PZT の切欠き材の水中の静疲労は報告されている¹⁰⁾が、本研究はこれが大気中の水分によっても生ずることを示している。この場合にはき裂進展速度の変化は大きくない。また、同一き裂長さあるいは最大応力拡大係数で比較すると、繰返し疲労では、静疲労より早く、かつ周波数 $f=30\text{Hz}$ の方が、 $f=0.3\text{Hz}$ より速度が速い。つまり、荷重の繰返しが疲労き裂進展を加速するという繰返し数依存型のき裂進展機構が働いていることを意味する。

3・3 き裂近傍の積分強度比の分布

周波数 30Hz の繰返し疲労に関して、き裂を第 I, II, III 領域に進展させた試験片に対して、各負荷状態で測定した積分強度比 I_{002}/I_{200} の分布測定を行った。

Fig. 5 には、各段階での同一領域での分布を示す。き裂先端の位置をマップ上に矢印で示す。ここで、(a) は疲労試験前、(b) はき裂を 0.310mm の第 III 領域までのばした場合で除荷状態、(c) は最大荷重を負荷した状態、

Fig. 4 Relationship between crack propagation rate and crack extension, maximum stress intensity factor.

(d)はその後の除荷後である。回折強度比は色調で示した。Fig. 6にはき裂線上 $x=0$ と左右の $x=\pm 0.05\text{mm}$ の3点の測定値の平均の比を切欠きからの距離 y' に対してプロットした。図より分かるように、疲労前では強度比は1.1程度であるが、場所によってややばらついている。次にき裂がのびた後は除荷状態でも、き裂上およびき裂先端近傍で強度比が減少している。また、負荷時にはき裂先端近傍で減少する。

Fig. 7にはき裂先端近傍のみについて、さらに、詳細に検討した結果である。き裂先端の強度比は負荷とともに減少し、ループを描くが、除荷時にはほぼ元に戻る。

これらのことから、繰返し荷重下ではき裂先端近傍では初期の分極で板厚に垂直方向にそろっていた $\langle 001 \rangle$ 方向が、負荷応力により負荷応力方向に反転するため、強度比 I_{002}/I_{200} が低下する。除荷すると大部分は元に戻るつまり、DSは可逆的である。しかし一部は残留するためき裂のウエイクでは I_{002}/I_{200} が低下した領域が認められる。また、Fig. 7に示したようにDSにループが認められるが、白木原⁷⁾は、でDSにループが現れる現象を原子間力顕微鏡によるき裂先端でのへこみ領域の挙動からも観察している。

Fig. 5 Map of intensity ratio near crack in region III of cyclic fatigue $f=30\text{Hz}$.

Fig. 6 Change of intensity ratio for crack in region III of cyclic fatigue $f=30\text{Hz}$.

さらに、同様な測定をき裂長さの短い第I領域、第II領域のき裂に対しても強度比の測定を行った。Fig. 8 (a)と(b)は、き裂長さが、 0.032mm (第I領域)での強度比のき裂近傍の分布と、き裂先端での負荷応力に対する変化を示す。また、Fig. 9 (a), (b)はき裂長さ 0.165mm (第II領域)での同様な結果を示す。初期値自体試験片によって少し異なっている。き裂が短い場合には残留DSは大きくないが、き裂長さの増大とともに大きくなる。また、き裂先端でのDSは除荷とともになくなりほぼ可逆的である。また、き裂が短いときにはループは明確には検出できない。一方、き裂が長くなるとDSの非線形性とループ特性が顕著になるが、このことは、Fig. 3の

Fig. 7 Change of intensity ratio at the tip of crack in region III of cyclic fatigue $f = 30\text{Hz}$.

荷重-ひずみ曲線において、き裂が長くなるにつれて非線形性とループが大きくなることに対応している。

次に各き裂長さにおいて、き裂先端近傍での除荷時から最大荷重負荷時の強度比の変化量の分布を求めて、Fig. 10 に示す。変化領域はき裂先端から 0.4mm 以上にかなり広がっており、またその広がり領域は第 III 領域のき裂の場合が最も大きくなる傾向を示す。また、強度比の変化量は第 I 領域のき裂で大きく、第 II 領域で低下

する。つまり、き裂進展量が增大するにつれてき裂近傍で残留する DS 量が大きくなるが、き裂先端における応力による DS の変化量は減少する傾向にある。

負荷引張り応力によって生じる 90°DS はき裂面に垂直方向に圧縮の応力を及ぼすため、この圧縮応力が PZT の破壊じん性試験での上昇形の R 曲線の要因になることが報告されている。^{2), 3), 4)} 疲労き裂進展に関してもこの効果は存在しており、負荷時の DS がき裂遮蔽に寄与する。さらに後述のように破面が粒界破壊になることから破面でのき裂のインターロッキングもき裂先端の遮蔽効果として作用するものと考えられる。このため、第 I 領域でのき裂進展にともなうき裂遮蔽の増大によって、き裂進展速度が低下するものと理解される。また、第 III 領域は、DS とき裂面のインターロッキングによるき裂遮蔽量が飽和するのに対して、負荷による応力拡大係数の上昇が大きくなり、かつ破壊靱性値に近づくために加速するものと考えられる。また、第 II 領域はその遷移領域と見なしうる。

なお、Fig. 4 に示すような 3 領域のき裂進展挙動は、筆者ら¹¹⁾によって多孔質セラミックスの疲労き裂進展挙動においても観察されており、この場合にはき裂面のインターロッキングと微視的き裂によるき裂の遮蔽効果に

(a) Distribution near crack

(b) At crack tip

Fig. 8 Change of intensity ratio for crack in region I of cyclic fatigue $f = 30\text{Hz}$.

(a) Distribution near crack

(b) At crack tip

Fig. 9 Change of intensity ratio for crack in region II of cyclic fatigue $f = 30\text{Hz}$.

Fig. 10 Change of intensity ratio during loading of cyclic fatigue $f=30\text{Hz}$.

よるき裂進展抵抗の増大によって説明されており、PZT では、このほか DS が重要な役割を果たす。

3・4 破面の積分強度比マッピング

30Hz, 0.3Hz での繰り返し疲労試験と一定荷重の静疲労試験で破断させた試験片の破面を X 線測定した。切欠き底から y' 方向への距離に対する積分強度比の変化を Fig. 11 に示す。ここでは、同一の y' 座標での 0.2mm の領域の 5 点の測定値の平均の分布を示す。また破面の強度比の分布は、残留 DS の量に対応する。

破面の積分強度比は破面が形成される段階で、破面に垂直方向の引張り応力によって破面に垂直方向に分極方向 $\langle 001 \rangle$ が向けられ、測定値はこの DS の残留した量に対応する。図において、一定荷重試験の破面においてより顕著に積分強度比が増加しており、また、繰り返し荷重の場合は周波数の小さい方が DS の残留量がやや大きくなる。つまり、き裂進展速度が遅いほど残留 DS の量が大きくなる。これは静疲労では除荷過程をとまなわないために DS 量は大きくなるものと考えられる。また、繰り返し疲労でのき裂の加速効果は、DS 量の減少、き裂遮蔽効果の低減、さらに繰り返し負荷によるき裂面のインターロッキング量の低下によるき裂遮蔽効果の低減によるものと考え

Fig. 11 Variation of intensity ratio for fracture surface.

られる。この効果は周波数が大きいほど大きいため、周波数の大きい方が繰り返し疲労き裂進展速度は早くなる。¹²⁾

3・5 破面の SEM 観察

周波数 30Hz の場合での第 I, II, III 領域での破面の SEM 画像を Fig. 12 示す。粒界破面と粒内破面が混在しており、明らかに第 II 領域で粒界破面率が高い。ここで、切欠き底から同一の距離 y' において SEM 画像を 10 枚取り込み、画像処理により粒界破面率を求めた。また、粒界破面率は、10 枚の粒界破面率の平均値とした。

Fig. 13 には、3 種類の疲労破面の粒界破面率を示す。図より、繰り返し疲労ではき裂進展速度の低い第 II 領域で最も大きく、第 III 領域あるいは不安定破壊領域で小さくなる。静疲労試験ではどの領域でもほぼ一定の値を示した。また、全体的には静疲労、0.3Hz, 30Hz の順で粒界破面率が大きくなっている。き裂進展速度を示す Fig. 4 と比べると分かるように、き裂進展速度が早くなるほど

(a) Region I ($\Delta a = 0.05 \text{ mm}$)

(b) Region II ($\Delta a = 0.20 \text{ mm}$)

(c) Unstable fracture ($\Delta a = 2.0 \text{ mm}$)

Fig. 12 SEM photographs of fracture surfaces of cyclic fatigue $f=30\text{Hz}$.

Fig. 13 Variation of area fraction of intergranular fracture.

粒界破面率は小さくなる傾向があることが分かる。この傾向は、前報⁶⁾の長手方向に極した試験片の場合とよく一致している。き裂先端で生じるDSがひずみの mismatches を引き起こし粒界が優先的なき裂経路になるものと考えられる。また、破面形態は、き裂先端でのDSの速度とき裂進展速度の相対関係で決定され、十分なDSが生じないときには粒界破面率が減少するものと考えられる。

4 結 言

本研究では、PZTの繰返し疲労および静疲労き裂進展試験を行うとともに、細束X線を用いて測定した強度比 I_{002}/I_{200} で評価したドメインスイッチング (DS) をもとに、き裂進展挙動について検討した。得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) き裂進展速度とき裂進展量との関係で、速度が減少する第I領域、ほぼ一定である第II領域、増加する第III領域に分けられた。同一き裂長さあるいは応力拡大係数では、静疲労、周波数0.3Hzの繰返し疲労、30Hzの繰返し疲労の順にき裂進展速度は早くなる。

(2) き裂進展に伴ってき裂近傍に残留したDSの量は増大する。また、負荷によって形成されたき裂近傍のDSは、除荷するとほぼ元に戻り、可逆的な挙動を示した。負荷・除荷において可逆的なDSを示す領域は0.4mm以上の広がりを持っている。

(3) 疲労き裂進展挙動の第I領域は、DSおよびき裂のインターロッキングによるき裂遮蔽効果の増大による減速領域であり、第III領域は、DSとき裂面のインターロッキングによるき裂遮蔽量が飽和するのに対して、負荷による応力拡大係数の上昇が大きくなるために加速するものと考えられる。また、第II領域はその遷移領域と見なされる。

(4) 破面における積分強度比は、静疲労、周波数0.3Hzの繰返し疲労、30Hzの繰返し疲労の順に小さくなり、き裂進展速度が遅いほどDS量は大きかった。

(5) 疲労破面は粒界破面と粒内破面で形成されており、粒界破面率は静疲労で最も大きく、かつ、繰返し疲労ではき裂進展速度の低い第II領域で最も大きく、第III領域あるいは不安定破壊領域で小さくなる。

参 考 文 献

- 1) K. Mehta and A. V. Virkar, "Fracture mechanisms in ferroelectric-ferroelastic lead zirconate ($Zr : Ti = 0.54 : 0.46$) ceramics", J. Am. Ceramic Soci., Vol.73, pp.567-574 (1990).
- 2) F. Meschke, A. Kolleck and G. A. Schneider, "R-curve behaviour of $BaTiO_3$ due to stress-induced ferroelastic domain switching", Journal European Ceramic Soci., Vol.17, No.8, pp.1143-1149 (1997).
- 3) A. E. Glazounov, H. Kungl, J. T. Reszat, M. J. Hoffmann, A. Kolleck, G. Schneider and T. Wroblewski, "Contribution from ferroelastic domain switching detected using X-ray diffraction to R-curves in lead zirconate titanate ceramics", J. Am. Ceramic Soci., Vol.84, pp.2921-2929 (2001).
- 4) S. Hackemann and W. Pfeiffer, "Domain switching in process zones of PZT: characterization by microdiffraction and fracture mechanical methods", J. European Ceramic Soci., Vol.23, No.1, pp.141-151 (2003).
- 5) T. Sakai, S. Ogawa, H. Kawamoto and H. Yanagida, "Fatigue behavior of piezoelectric ceramics under an applied electric field and stress", J. Ceramic Soci., Japan, Vol.107, No.8, pp.743-747 (1999).
- 6) K. Shirakihara, K. Tanaka, Y. Akiniwa, Y. Suzuki and H. Mukai, "Fatigue crack propagation under combined cyclic mechanical loading and electric field in piezoelectric ceramics", Trans. JSME, Series A, Vol.72, No.718, pp.914-921 (2006).
- 7) K. Shirakihara, "Study of the micromechanisms of deformation and fracture of piezoelectric ceramics", Doctor thesis, Nagoya University, pp.99-124 (2003).
- 8) K. Shirakihara, K. Tanaka and Y. Akiniwa, "Effect of polarization on deformation and fracture of tetragonal PZT", Materials Sci. Res. Intern., Vol.8, No.4, pp.213-218 (2002).
- 9) H. Tada, P. C. Paris and G. R. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", pp.55-56 (2000) ASME Press.
- 10) Y. Wang, W. Y. Chu, Y. J. Su and L. J. Qiao, "Stress corrosion cracking of a PZT piezoelectric ceramics", Materials Letters, Vol.57, No.5-6, pp.1156-1159 (2003).
- 11) K. Tanaka, Y. Akiniwa, Y. Kita and M. Segawa, "Crack propagation in notched specimens of porous silicon carbide under cyclic loading", Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol.26, No.11, pp.1103-1111 (2003).
- 12) K. Kishimoto, "Cyclic fatigue in ceramics", JSME Intern. J., Series 1, Vol.34, No.4, pp.393-403 (1991).