

研削された部分安定化ジルコニア (Y-TZP) の曲げ強度*

鈴木賢治*¹, 田中啓介*²
坂井田喜久*³, 小島学*⁴

Bending Strength of Ground Y-TZP

Kenji SUZUKI, Keisuke TANAKA,
Yoshihisa SAKAIDA and Manabu KOJIMA

Specimens of tetragonal zirconia containing 3 mol% Y_2O_3 (Y-TZP) were ground with a diamond wheel of grain number 200/230. The residual stress and the monoclinic content were measured by the X-ray diffraction method. The bending stress was applied in the directions parallel and perpendicular to the grinding direction of the specimen. The residual stress on the ground surface was compressive, and the compression zone extended to about 30 μm in depth. The monoclinic content on the ground surface was raised to 7 to 8 percent. The bending strength increased in both directions because of the residual compressive stress near the surface introduced by grinding. For ground specimens, defects at the nucleation site of bending fracture were pores or coarse grains, but not grinding defects. Since the lower content of Y_2O_3 near the nucleation site raised the toughness of the material, the fracture toughness for fracture from small defects was larger than that of the single edge precracked specimen. The increase in the Weibull modulus due to grinding was discussed on the basis of fracture mechanics.

Key Words: Ceramics, Fracture Mechanics, Residual Stress, Zirconia, Grinding, Bending Strength, X-Ray Stress Measurement

1. 緒 言

部分安定化ジルコニアは、応力誘起による変態を生じ、そのために高靱性ならびに高強度が得られる⁽¹⁾。また部分安定化ジルコニアの研削材についても、曲げ強度や変態量、残留応力などが検討されている⁽²⁾⁽³⁾。しかし、部分安定化ジルコニアの破壊強度の評価を行うには、研削残留応力、変態量に加えて欠陥寸法やその位置と安定化剤の分布などを総合的に検討する必要がある。

前報⁽⁴⁾で研削された部分安定化ジルコニアの残留応力および相変態の測定を行った。本研究では、試験片長手方向に対して平行および垂直方向に研削加工を施した3 mol% イットリア (Y_2O_3) 部分安定化正方晶ジルコニア (Y-TZP) について同様に残留応力分布および変態量の測定を行うとともに、曲げ強度ならびに信頼性について、残留応力と微小欠陥の観点から破壊

力学的に検討を行う。また、微小欠陥から破壊する場合の欠陥近傍領域の安定化剤の量についても測定した。

2. 実験方法

2.1 材料および研削方法 本研究に用いた材料は、3 mol% Y_2O_3 により部分安定化した ZrO_2 (Y-TZP) である。材料は約 100 MPa にて CIP した後、1500°C、3時間、大気中にて焼結したものである。その後、焼結体から切り出し、研削加工して試験片の素材とした。この素材の切り出しでの加工変質層を取り除く目的で、焼なまし (1500°C、3時間、大気中) を行った。その後、所定の研削加工を試験片に施した。試験片の寸法は高さ 4 mm、幅 4 mm、長さ 50 mm の角材である。研削方向は、試験片の長手軸方向に対して垂直および平行の 2 種類である (以下、それぞれ垂直方

表 1 ジルコニアの研削条件

Method	Up-cut
Grinding wheel	SDC 200/230 N 75B
Circumferential speed	2000 m/min
Work speed	10 m/min
Cutting depth	20 μm /pass

* 平成 4 年 9 月 2 日 材料力学部門講演会において講演、原稿受付 平成 4 年 11 月 17 日。

*¹ 正員、新潟大学教育学部 (〒950-21 新潟市五十嵐 2 の町 8050)。

*² 正員、名古屋大学工学部 (〒464-01 名古屋市千種区不老町)。

*³ 正員、ファインセラミックスセンター (〒456 名古屋市熱田区六野 2-4-1)。

*⁴ 新潟県工業技術センター (〒950 新潟市鏡石 1-11-1)。

向試験片, 平行方向試験片と称する)。研削加工の条件を表1に示す。研削材と比較するために研削加工の影響のないラップ材も準備した。ラップ材は焼なまし材から0.5 μmのダイヤモンドスラリーを用いて仕上げられた。

試験片の機械的性質を表2に示す。試験片のヤング率およびポアソン比は、四点曲げ試験片の表面にひずみゲージを貼り付けて測定した。また、本試験片の結晶の平均粒径は0.44 μmであった。

2・2 X線応力測定および変態量の測定 X線を用いてY-TZPの残留応力や単斜晶量を測定する際には、Y₂O₃の含有量により格子定数が変化するので実測する必要がある。本実験ではt-ZrO₂の(260), (602), (440), (404), (242), (224), (024), (240)の回折面を使い、cos²θ法⁽⁵⁾により精密に格子定数を決定した結果、a=0.50966 nm, c=0.51772 nmを得た。

X線応力測定法により研削面の残留応力を測定し

た。測定にはCr-Kα特性X線によるt-ZrO₂の133回折を用いた。応力値の決定は2θ-sin²ψ法を使用した。応力定数Sは試験片のX線弾性定数の測定を行い、実測した値である。残留応力の測定条件を表3に示す。ピーク位置の決定は、研削により回折線幅が広がりt-ZrO₂の133回折と331回折のプロファイルとが少し重なるので4/5の高さでの幅中点法を用いた。

研削面等の単斜晶量の測定は、Garvieらの方法⁽⁶⁾に従って行った。単斜晶量の測定のX線条件を表4に示す。その他、単斜晶量測定に対する手続きは、既報⁽⁴⁾と同様である。

2・3 曲げ試験および応力拡大係数 試験片の曲げ強度は、四点曲げ試験にて測定した。曲げ試験にて破壊した後、フラクトグラフィにより破壊起点を同定して、破壊欠陥を含むだ円で近似した欠陥寸法aと曲げ強度σ_Bにより破壊時の応力拡大係数Kを求めた。応力拡大係数の算出式は、別報⁽⁷⁾と同様である。これらにより破壊起点の等価き裂長さlを次式により定めた。

$$l = \left(\frac{K}{\sigma_B} \right)^2 / \pi \dots\dots\dots (1)$$

また、長いき裂の破壊靱性値はSEPB (Single edge pre-cracked beam) 材で求めた。破壊靱性値の決定方法は、JIS R 1607に従った。

一方、残留応力下の内部円き裂の応力拡大係数を以下のような方法により算出した。無限体中の半径aの円き裂内に一対の集中力Pが作用する場合(図1参照)のA点の応力拡大係数K₀は次式⁽⁸⁾で表される。

$$K_0 = \frac{2P}{(\pi a)^{3/2} \sqrt{1-r_0^2}} \left(1 + 2 \sum_{n=1}^{\infty} r_0^n \cos \theta \right) \dots\dots (2)$$

ただし、r₀=b/aである。これを変形して簡略にすると次式になる。

$$K_0 = \frac{2P}{(\pi a)^{3/2}} \left(\frac{\sqrt{1-r_0^2}}{1-2r_0 \cos \theta + r_0^2} \right) \dots\dots\dots (3)$$

石田らは、一様引張りを受ける半無限体中のだ円き裂の応力拡大係数を体積法により計算している⁽⁹⁾。

表2 試験片の機械的性質とかさ密度

Young's modulus E (GPa)	Poisson's ratio ν	Bulk density ρ (g/cm ³)
216	0.302	6.06

表3 X線応力測定条件

Method	Parallel beam method
Characteristic X-ray	Cr-Kα
Diffraction	1 3 3 d=0.117789nm
Diffraction angle	153.065 deg
Tube voltage	40 kV
Tube current	30 mA
Filter	V
Scanning speed	1 deg/min
Preset time	2 sec
Divergent angle	0.64 deg
Irradiated area	4 × 4 mm ²
Stress constant S	-294 MPa/deg

表4 変態量の測定条件

Method	Focusing beam method
Characteristic X-ray	Cu-Kα
Diffraction plane	t(1 1 1), m(1 1 $\bar{1}$), m(1 1 1), c(1 1 1)
Filter	Ni
Tube voltage	40 kV
Tube current	30 mA
Step width	0.01 deg/step
Preset time	2 sec
Divergent slit	1.0 deg
Scattering slit	1.0 deg
Receiving slit	0.1 mm

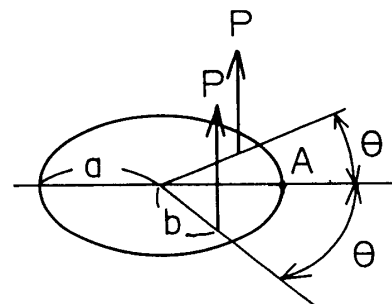


図1 一対の集中力を受ける無限板中の円き裂

その応力拡大係数の自由表面の影響を円き裂の場合について多項式近似を行い、表面の影響係数 F_s として次式を得た。

$$F_s = 0.701\,019\,8\alpha^4 - 0.511\,303\,4\alpha^3 + 0.153\,819\,1\alpha^2 - 8.331\,080\,0 \times 10^{-3}\alpha + 1.000\,197 \dots\dots\dots (4)$$

$$\alpha = a/x \quad (0 \leq \alpha \leq 0.8)$$

ただし、 x は表面から円き裂の中心までの距離である。この表面の影響係数 F_s と集中力の作用する応力拡大係数 K_0 を組合せて、任意の微小領域に負荷のある場合の応力拡大係数 dK を次式により求めた。

$$dK = K_0 F_s \dots\dots\dots (5)$$

任意応力分布下の K の値は dK を重ねることにより得られる。つまり、試験片表面からの深さ方向への残留応力分布により、き裂面を各微小区間に分割して、その区間の残留応力を集中力 P に置き換えて、 dK をき裂面全体にわたり数値積分して K を求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 研削による曲げ強さ、残留応力、変態量

ラップ材、平行および垂直方向試験片の曲げ強さ、表面の残留応力、回折線幅および変態量を測定した結果を表5にまとめる。ここで、残留応力は曲げ応力を加えた方向の応力を意味する。研削加工された試験片は、平行方向および垂直方向試験片ともラップ材より曲げ強度は向上した。これは、研削による表面圧縮残留応力によるものである。窒化けい素などのセラミックスの研削の例では、研削垂直方向で研削欠陥の影響で弱

化していた⁽¹⁰⁾が、部分安定化ジルコニアの場合は研削垂直方向においても強化される特徴をもっている。しかし、垂直方向試験片の曲げ強さは、平行方向試験片よりも低い。垂直方向試験片の研削残留応力は、平行方向試験片よりも大きい。ラップ材には圧縮残留応力が少々みられる。平行方向試験片と比較して、垂直方向試験片は圧縮残留応力が大きいにもかかわらず、曲げ強度が少し低い。

回折線幅は、研削により広がるが、広がりには平行方向と垂直方向試験片で大差がなく、ばらつきの範囲内である。変態量についても平行方向と垂直方向試験片では、明確な差は認められない。

破壊起点については、垂直方向は5本の試験片中すべてが内部破壊であったが、平行方向では5本中4本までが表面破壊であった。ラップ材は、すべて表面破壊であった。

3.2 残留応力および回折線幅の分布

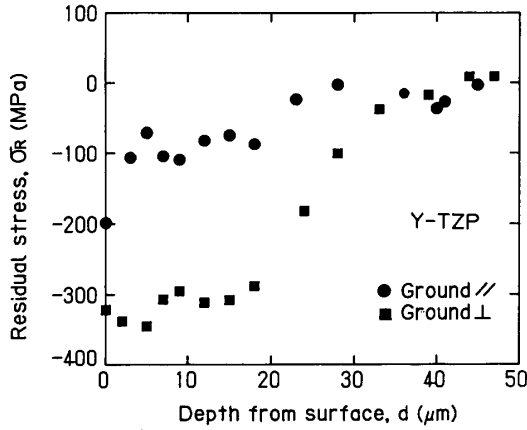
研削面からの残留応力の深さ方向への分布を調べるために、表面をバフ研磨により除去し、X線応力測定を繰返した。図2(a)に平行方向(//)および垂直方向(⊥)試験片の研削残留応力の分布、また図2(b)に回折線幅の分布を示す。図中の残留応力値は、バフ研磨により若干の残留応力が重畳していると考え、その応力(-35.7 MPa)を測定残留応力から差し引いた後、表面除去による残留応力の再分布の補正⁽¹¹⁾を行った。研削による圧縮残留応力層の厚さは、平行方向および垂直方向ともに約30 μmの深さをもっている。部分安定

表5 曲げ強さ、研削残留応力、回折線幅および変態量

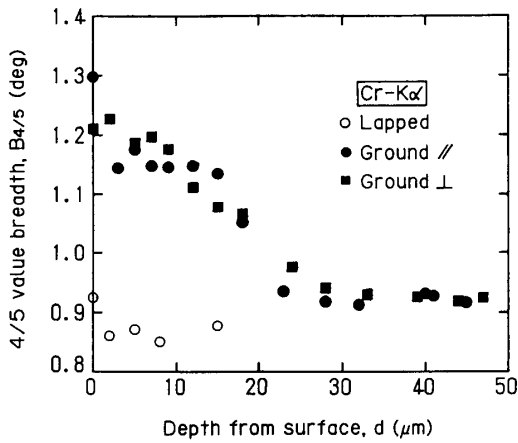
Condition	Secimen number	Bending strength σ_B (MPa)	Residual stress σ_R (MPa)	4/5 value breadth $B_{4/5}$ (deg)	Monoclinic content (wt%)
Lapped	L-1-1	7.83×10^2	-28	0.86	0.9
	L-2-1	8.63×10^2	-23	0.86	0.7
	L-3-2	1.08×10^3	-9	0.86	1.0
	L-4-2	1.03×10^3	-16	0.89	0.7
	L-5-3	1.09×10^3	-25	0.87	0.7
	Mean	$9.69 \times 10^2 \pm 128$	-21 ± 7	0.87 ± 0.01	0.8 ± 0.1
Ground (Parallel direction)	G//1-1	1.26×10^3	-133	1.08	7.8
	G//2-1	1.25×10^3	-198	1.00	8.0
	G//3-2	1.30×10^3	-109	1.05	8.6
	G//4-2	1.23×10^3	-99	0.97	7.3
	G//5-3	1.14×10^3	-173	0.876	7.8
	Mean	$1.23 \times 10^3 \pm 60$	-143 ± 38	0.99 ± 0.07	7.9 ± 0.4
Ground (Perpendicular direction)	G⊥1-1	1.05×10^3	-200	1.04	6.6
	G⊥2-2	1.21×10^3	-246	1.11	7.2
	G⊥3-2	1.19×10^3	-297	1.07	6.6
	G⊥4-3	1.24×10^3	-296	1.05	7.7
	G⊥5-4	1.15×10^3	-233	1.16	7.1
	Mean	$1.17 \times 10^3 \pm 74$	-255 ± 37	1.09 ± 0.04	7.0 ± 0.4

化ジルコニアの圧縮残留応力層は、アルミナ、窒化けい素の $10\ \mu\text{m} \sim 20\ \mu\text{m}$ より厚くなる傾向がある⁽⁷⁾⁽¹⁰⁾。

回折線幅の分布は表面では試験片のばらつきがあるが、内部方向の分布は平行方向および垂直方向ともほぼ同様であった。ラップ材では、内部方向に向かってほとんど変化がない。



(a) 研削材の残留応力分布



(b) 回折線幅の分布

図2 残留応力および回折線幅の深さ方向分布

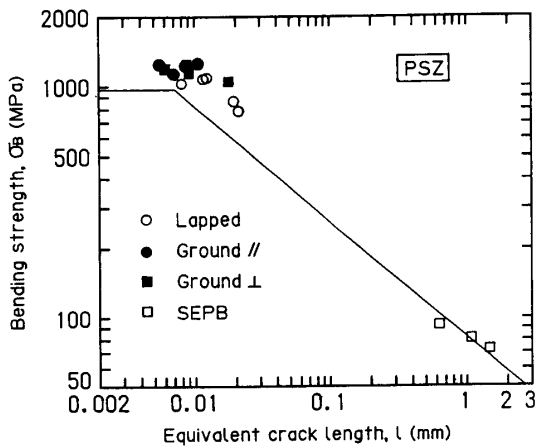
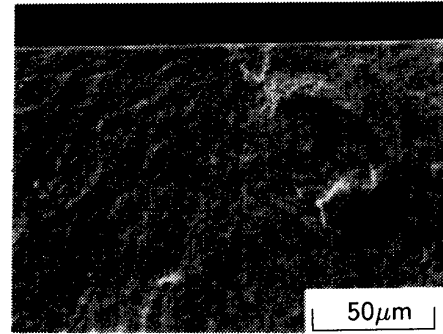


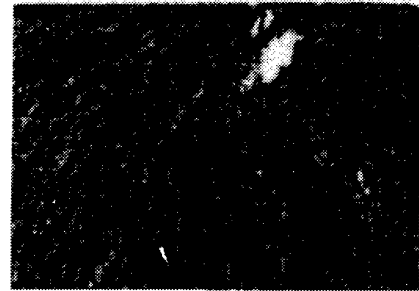
図3 等価き裂と曲げ強さの関係

3.3 微小欠陥からの破壊 破壊起点をだ円にて近似して、式(1)の等価き裂長さにて曲げ強度を整理した結果を図3に示す。図中には、平行・垂直方向研削材、ラップ材、SEPB材の結果を示している。図中の直線は、SEPB材による破壊靱性値およびラップ材の曲げ強さの平均値を表している。なお、SEPB材から得られた破壊靱性の平均値 K_c は $4.56\ \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。

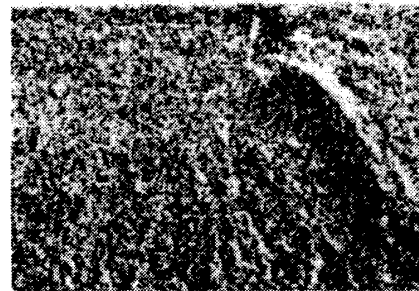
ラップ材の曲げ強さと比較すると、研削材は圧縮の研削残留応力により強化されている。また走査電子顕微鏡の観察から、研削材は垂直および平行方向の両方も研削欠陥からの破壊ではなく、気孔または粗粒に



(a) ラップ材の破面写真



(b) ZrのEPMA画像



(c) YのEPMA画像

図4 ラップ材の破壊起点

よるものであった。このことは、変態強化機構をもつ部分安定化ジルコニアでは研削欠陥が生じないか、あるいは生じても破壊起点とはならないで、研削仕上げによる圧縮の残留応力が、曲げ強さの強化として作用する。

図からわかるように、ラップ材のプロット点は $K_{IC} = 4.56 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ の線よりも上にある。一般のセラミックスの曲げ強さと欠陥寸法との関係は、欠陥寸法が小さくなるに従い破壊靱性値一定の線はずれ、曲げ強度が低下する⁽⁷⁾。しかし、本研究のラップ材は表面圧縮残留応力がないにもかかわらず大きな曲げ強度となり、長い予き裂をもった SEPB 材よりも大きな破壊靱性値を示しているようにみえる。これはなんらかの原因により、ラップ材について強靱化が起こったのではないかと考えられる。ここで、SEPB 材のような長い予き裂は、材料の平均的な破壊靱性値になるが、気孔や粗粒などの微小な破壊起点から破壊するラップ材では、起点周辺の微小領域の状態の影響を大きく受けるはずである。本材料の安定化剤としての Y_2O_3 の含有量は 3 mol% である。例えば、安定化剤が少なく変態しやすい 2.5 mol% Y_2O_3 のほうが、より高い破壊靱性値を示す⁽¹²⁾。ゆえに、ラップ材の破壊起点まわりが Y_2O_3 の少ない領域であれば、高い破壊靱性値を示すことになる。

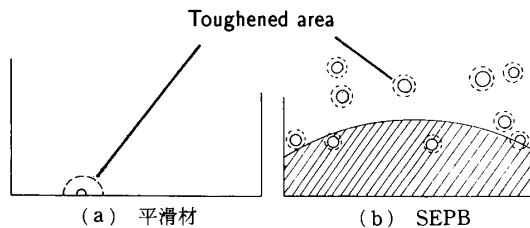


図 5 Y-TZP の Y_2O_3 の偏在による強化

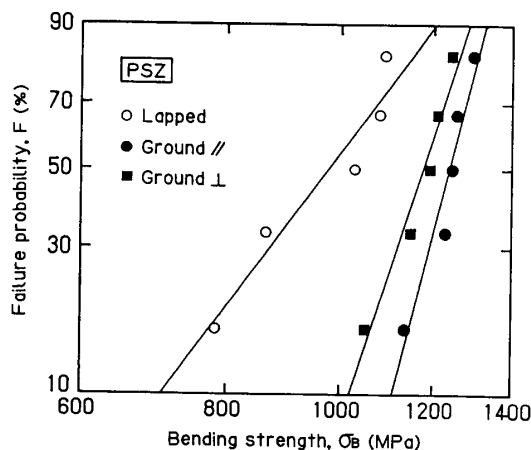


図 6 曲げ強さのワイブル分布

以上のことを確認する目的で、破壊起点の Zr および Y 量の面分析を行った。図 4 にラップ材の破壊起点位置での走査電子顕微鏡 (SEM) 写真と X 線マイクロアナライザ (EPMA) により Zr と Y の量を分析した結果を示す。ただし、図中の EPMA の像ではカウントの高いところが黒くなっている。図 4 (b) で示すように、破壊起点の気孔のところでは Zr 量が極端に少なくなっており、高い Y 量になっている。図 4 (c) をみると、破壊起点付近の引張表面側 (図の上側) は Y 量の少ない領域になっている。この結果、破壊起点まわりでは安定化剤の量が少なく変態しやすいために、高い破壊靱性値を示したものと考えられる。なお、試験片断面を研磨して引張表面側を同様に EPMA にて観察したが、表面から試験片内部への Y 量のこう配は見られなかったため、表面で特に Y_2O_3 量が少ないということはない。

以上のことから、図 5 に示すようにラップ材の曲げのように微小欠陥から破壊するとき、その起点は気孔や介在物などであり、起点では ZrO_2 および Y_2O_3 の量が偏りがみられること、微小破壊起点では Y_2O_3 の減少している低安定化剤領域がある。そのために起点のまわりには強化域が形成されており、破壊靱性を向上させたものと理解される。それに対して、SEPB 材のように人工的にき裂を導入した場合は、そのような強化域とは関係なくき裂が作られ、しかも長い予き裂前縁を取り囲むように強化域が存在することはないので、平均的な破壊靱性値が得られる。

3・4 研削残留応力による信頼性の向上 図 6 にラップ材および各研削材のワイブル分布を示す。また、2 母数ワイブル分布で得られたパラメータを表 6 に示す。それぞれ 5 本の試験片から得られたワイブル係数の推定精度は不十分であるが、ラップ材に比べて、平行方向および垂直方向の研削材は曲げ強度が向上しただけでなく、ワイブル係数も大きくなり信頼性が向上している。これは、部分安定化ジルコニアの研削加工では、破壊起点となる欠陥が導入されることなく表面に圧縮残留応力が形成されることによる効果である。

一般に、セラミックスの曲げ強度は欠陥の位置と大

表 6 各試験片のワイブルパラメータ

Condition	Weibull	Scale
	modulus m	parameter α (MPa)
Lapped	5.71	1040
Ground //	17.1	1265
Ground ⊥	13.3	1207

きさによって決定される。研削残留応力のように残留応力が分布をもつ場合は欠陥の寸法だけでなく、破壊起点の位置も曲げ強度に対して大きい影響をもつ。この点で研削による表面での圧縮残留応力が、信頼性向上のメカニズムに大きく関わっているものと考えられる。しかも、部分安定化ジルコニアでは研削による欠陥が導入されていないのであれば、欠陥寸法の分布(位置と大きさ)は研削材でもラップ材でも同様とみなすことができる。ゆえに、研削残留応力の効果により破壊欠陥の位置が変化したことが、信頼性の向上に寄与したと考えなければならない。

例えば、図7のような研削残留応力下に半径 a の円き裂を仮定する。実際の破面のき裂は、表面にある場合と内部にある場合との二種で近似するが、その中間に位置する場合もあり得る。このとき、表面近くの内部円き裂では大きな応力拡大係数をもつために、小さな曲げ強さでき裂が進展し、やがて欠陥を含む大きな表面半円き裂(図7の破線)で最大の曲げ強度を示した後、最終破断にいたると仮定する。このような円き裂が、表面から内部にまで種々の位置にあるときの曲げ強さについて検討する。しかも研削残留応力が重ね合わさっているものとする。

破壊強度の評価としては、次式に示す仮想き裂モデル⁷⁾を用いる。

$$K = \sigma \sqrt{\pi(a+a_0)} F(a+a_0) \dots \dots \dots (6)$$

これは、半径 a の円き裂前縁に潜在き裂長さ a_0 が加わると仮定するモデルである。この a_0 により微小欠陥からの破壊強度と長いき裂からの破壊強度を統一的に取扱うことができる。ただし、 F は曲げ応力を受ける円き裂の修正係数である。内部円き裂の場合の K 値は2・3節に従って求めた。また、表面き裂の場合は、重み関数法¹³⁾を使って数値積分により求めた。破壊発生条件は、負荷応力拡大係数 K_{app} と残留応力による応

力拡大係数 K_{res} が破壊靱性値 K_C に達したときに破壊するものとする。ゆえに、破壊時の曲げ強さ σ_B は次式

$$\sigma_B = \frac{K_C - K_{res}}{\sqrt{\pi(a+a_0)} F(a+a_0)} \dots \dots \dots (7)$$

で表現できる。以上のような場合について計算した結果を示すと、図8の曲げ強さと欠陥位置の関係が得られる。ここでは研削残留応力を模擬した表面圧縮の残留応力 ($\sigma_R = -255 \text{ MPa}$) を与えた場合とラップ材のように表面残留応力のない場合 ($\sigma_R = 0 \text{ MPa}$) について計算した。

ラップ材の場合は、表面から表面近傍に向かって曲げ強さが急激に低下し、内部破壊に遷移した後、深さ $8 \mu\text{m}$ あたりから曲げ強さを回復する。表面から深さ $15 \mu\text{m}$ までが、ラップ材の破壊発生領域となる。研削材の場合は、表面付近で曲げ強度が低下する挙動はラップ材と同様であるが、圧縮残留応力の効果により曲げ強度そのものが大きくなっている。そのために、破壊発生領域は内部破壊に遷移する付近か、または圧縮残留応力層を過ぎたところとなる。ラップ材と研削材の両試験片の破壊発生領域での曲げ強さの変化の差を比較すると、ラップ材のほうが大きい。

つまり、研削残留応力の作用する領域は、表面破壊起点から内部破壊起点に変わる前後での曲げ強度の低下がみられる位置である。研削圧縮残留応力は、表面起点から内部起点へ遷移する付近での曲げ強度を特に向上させ、破壊起点を内部にする効果をもつ。そのため、研削材では曲げ強さの小さい破壊様式の遷移するところの強度が特に上昇しているために、図6の研削材の信頼性の向上がみられたと考える。

これに対し急冷により表面に圧縮残留応力を形成した場合¹⁴⁾ は、表面近傍層の圧縮残留応力ではなく、深

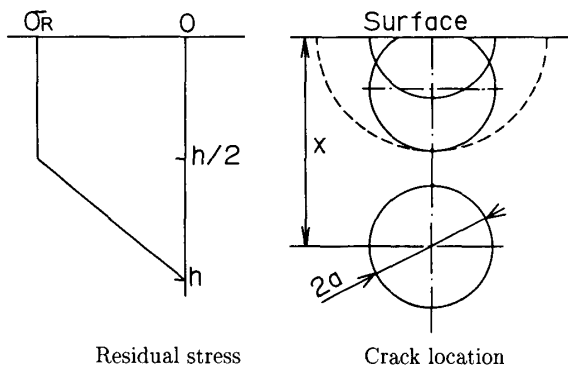


図7 残留応力下の円き裂

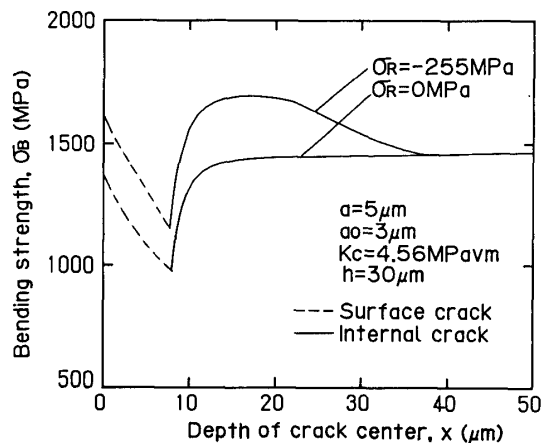


図8 円き裂の深さと曲げ強さの関係

いところまで残留応力層が形成されている。そのために曲げ強度そのものは向上しているが、ワイブル係数そのものは大きく変化しない。

ゆえに、研削欠陥が導入されずに大きい研削残留応力が生じる場合は、表面近傍での急激な圧縮の研削残留応力により低い曲げ強さの位置での強化がなされ、低い曲げ強さの改善により信頼性が向上する。このことが、ジルコニアの研削加工による曲げ強さの信頼性向上の理由であろう。

4. 結 言

本研究では、常圧焼結された3 mol% Y_2O_3 - ZrO_2 (Y-TZP) に研削加工を行い、曲げ強さおよび信頼性の向上について検討した。得られた結果をまとめると以下のごとくである。

(1) 研削加工により表面に圧縮残留応力が形成され、その大きさは研削垂直方向試験片のほうが、平行方向よりも大きかった。また両者の圧縮残留応力層は、ともに30 μm であった。

(2) 微小欠陥から破壊するラップ材の破壊靱性値は、長いき裂(SEPB) から得られた破壊靱性値よりも大きい。これは欠陥のまわりに Y_2O_3 の少ない低安定化剤領域があり、これにより微小欠陥近傍で強靱化したためであろう。

(3) 研削残留応力により研削平行方向および垂直

方向試験片の曲げ強さと信頼性が向上した。また、研削材の破壊起点は、ラップ材と同様に気孔ないしは粗大粒であり、研削欠陥は破壊起点とはならない。

(4) Y-TZPの場合は研削表面に破壊起点となる研削欠陥が導入されないで、研削表面の圧縮残留応力の効果により、表面近傍での破壊強度の向上ならびに表面近傍位置での破壊発生の抑制があり、曲げ強度の信頼性が向上した。

文 献

- (1) Garvie, R. C., Hannink, R. H. J. and Pascoe, R. T., *Nature (London)*, 258-557(1975), 703.
- (2) 近藤・黒島・橋塚・岡田, 窯業協会誌, 96(1987), 1223.
- (3) 村田・水谷・田中, 材料, 41(1992), 624.
- (4) 田中・栗村・秋庭・鈴木・中川, 機論, 55-510, A(1989), 318.
- (5) Cullity, B. D. (村松訳), X線回折要論, (1980), 322, アグネ.
- (6) Garvie, R. C. and Nicholson, P. S., *J. Am. Ceram. Soc.*, 55-6(1972), 303.
- (7) 鈴木・田中・山本・中川, 材料, 38(1989), 582.
- (8) Smith, F. W., Kobayashi, A. S. and Emery, A. F., *Trans. ASME, Ser.E*, 34(1967), 947.
- (9) Ishida, M. and Noguchi, H., *Eng. Fract. Mech.*, 20(1984), 387.
- (10) 鈴木・田中, 材料, 40(1991), 818.
- (11) SAE, *Residual Stress Measurement by X-ray Diffraction*, SAE J784a, (1971), 62.
- (12) Masaki, T., *J. Am. Ceram. Soc.*, 69(1986), 638.
- (13) Rice, J. R., *Int. J. Solids Struct.*, 8(1972), 751.
- (14) 鈴木・田中・峰・山本, 材料, 39(1990), 590.