

## 알루미나 튜브의 인장/비틀림 조합하중하의 파괴거동

김기태·서 정·조윤호

포항공과대학 기계공학과

(1990년 8월 30일 접수)

---

### Fracture Behaviors of Alumina Tubes under Combined Tension/Torsion

K. T. Kim, J. Suh and Y. H. Cho

Department of Mechanical Engineering, Pohang Institute of Science and Technology

(Received August 30, 1990)

#### 요 약

인장/비틀림 조합응력하에서 하중경로에 따른  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴거동을 조사하였다. 인장 후 비틀림을 한 하중경로(I)에서의 거시적인 균열의 전파방향과 파괴강도는 최대 주응력 파괴조건과 일치하였다. 전단응력( $\tau$ )/인장응력( $\sigma$ )의 비가 일정한 하중경로(II)에서의 거시적인 균열의 전파방향은 최대 주응력 파괴조건과 일치하나, 최대 주응력 파괴강도는  $\tau/\sigma$ 의 비에 따라 일축인장 파괴강도보다 증가 또는 감소하였다.

Weibull 이론은 순수 비틀림에서의 최대 주응력 파괴강도가 일축인장 파괴강도보다 증가함을 예측하였으나, 하중경로(II)에서 파괴강도가 감소함을 예측할 수 없었다. 파괴강도의 증가 또는 감소하는 현상은 미세조직의 관찰로부터 미세결합면에 존재하는 전단응력이 파괴에 미치는 영향으로 설명하였다.

끝으로, 인위적 균열에서의 파괴조건과 인장/비틀림 조합응력하의  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴 실험치에 근거한 새로운 경험식을 제안하였다. 제안된 파괴조건식은 하중경로에 따른 거시적인 균열의 전파방향과 파괴강도의 실험치와 잘 일치하였다.

#### ABSTRACT

Fracture of  $Al_2O_3$  tubes for different loading path under combined tension/torsion was investigated. Macroscopic directions of crack propagation agreed well with the maximum principal stress criterion, independent of the loading path. However, fracture strength from the proportional loading test( $\tau/\sigma=\text{constant}$ ) showed either strengthening or weakening compared to that from uniaxial tension, depending on the ratio  $\tau/\sigma$ .

The Weibull theory was capable to predict the strengthening of fracture strength in pure torsion, but not the weakening in the proportional loading condition. The strengthening or weakening of fracture strength in the proportional loading condition was explained by the effect of shear stresses in the plane of randomly oriented microdefects.

Finally, a new empirical fracture criterion was proposed. This criterion is based on a mixed mode fracture criterion and experimental data for fracture of  $Al_2O_3$  tubes under combined tension/torsion. The proposed fracture

criterion agreed well with experimental data for both macroscopic directions of crack propagation and fracture strengths.

## 1. 서 론

상온 및 고온에서 구조용 세라믹을 사용하기 위하여 기계적 거동에 관한 연구가 최근에 활발히 진행되고 있다. 구조물의 각 요소들은 복잡한 응력상태를 받으므로 구조해석 및 제품설계를 위해서는 일반적인 응력상태에서의 기계적 거동, 균열 및 파괴에 대한 정확한 규명이 필요하다.

Griffith<sup>1)</sup>의 파괴이론에 의하면 최대 주응력  $\sigma_1$ 과 최소 주응력  $\sigma_2$ 의 비가  $-3 \leq \sigma_2/\sigma_1 \leq 0$ 인 인장/압축의 이축 주응력상태에서의 최대 주응력 파괴강도는 일축인장 파괴강도와 그 크기가 같으며, 세라믹 튜브 시편의 축 하중 및 내압에 의한 실험<sup>2-4)</sup>에서는 인장/압축의 이축 주응력상태에서의 최대 주응력 파괴강도가 일축인장 파괴강도보다 감소한다고 알려져 있다.

Petrovic와 Stout<sup>5)</sup>는  $Al_2O_3$  원주 시편의 인장/비틀림 조합응력 ( $-1 \leq \sigma_2/\sigma_1 \leq 0$ )하의 최대 주응력 파괴강도가 일축인장 파괴강도보다 증가함을 보였으나,  $\tau/\sigma$ 의 비가 일정한 비례 하중경로에 대한 실험만을 하였다. 또한, Stout와 Petrovic<sup>6)</sup>는  $Al_2O_3$  튜브 시편의 비틀림실험에서 최대 주응력 파괴강도가 일축인장 파괴강도보다 커짐을 보였으나, 인장/비틀림 조합응력 상태에서의 파괴거동은 조사하지 않았다.

본 논문에서는  $Al_2O_3$  튜브 시편을 이용하여 인장 후 비틀림을 한 하중경로(I)과  $\tau/\sigma$ 의 비가 일정한 비례 하중경로(II)에 따른 파괴거동과 미세조직의 관찰을 통하여 거시적인 파괴이론과 미소역학적 파괴이론의 상호관계를 조사하였다. 또한, Petrovic와 Stout<sup>9)</sup>가 제안한  $Al_2O_3$  원주 시편의 인장/비틀림 조합응력하의 Weibull 이론을 수정하여  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴강도를 해석하였다. 인위적 균열에서의 파괴조건<sup>10)</sup>과 인장/비틀림 조합응력하의  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴 실험치에 근거한 새로운 경험식을 제안하였다. 제안된 파괴조건식은 하중경로에 따른 거시적인 균열의 전파방향과 파괴강도의 실험치와 잘 일치하였다

## 2. 실험

### 2.1. 시 편

Table 1. Typical Chemical Analysis of  $Al_2O_3$

$Al_2O_3$	$SiO_2$	MgO	$Fe_2O_3$	$Na_2O_3$	Grain Size
99.46%	0.2%	0.3%	0.02%	0.02%	16-22 $\mu$ m

본 실험에 사용한 시편은 비틀림에 의한 만경 방향의 응력 구배를 무시할 수 있도록 원주튜브형으로 주문제작(미국 Insaco, Inc.)하였다. 시편의 재료는 Wesgo AL-995이며 그 화학적 성분은 Table 1과 같다.

등방성 시편의 제조를 위해 정수압 성형(Isostatic pressing)후 진공소결하였다. 또한 시편 표면의 가공결함을 최대한 줄이기 위해 원통연마를 하였다. 시편의 밀도는 3.86g/cm<sup>3</sup>이며, 규격은 내경 13 $\pm$ 0.005mm, 외경 15 $\pm$ 0.005mm 및 길이 90 $\pm$ 0.005mm이다. 시편의 제조 방법과 미세조직(3.3절 참고)을 고려할 때, 미세결함의 분포와 방향은 랜덤하며 거시적으로는 균질한 등방성 재료라고 가정할 수 있다.

시편의 그림부는 외경 12.8 $\pm$ 0.01mm, 길이 25 $\pm$ 0.01mm의 원주형 강심을 삽입한 후 시편과 강심의 틈새는 에폭시로 접합하였다. 양쪽 그림부를 제외한 시편의 표점거리(gauge length)는 40 $\pm$ 0.01mm이다.

### 2.2. 실험장치 및 조건

본 연구의 실험에 사용한 축/비틀림 시험기(MTS axial-torsional servohydraulic tester)는 축 방향의 하중 및 변형률과 비틀림방향의 토오크 및 비틀림각을 원하는 조합상태로 동시에 제어할 수 있다. 실험중의 하중, 변위, 변형률, 트오크 및 비틀림각 등은 data acquisition system에 의해 컴퓨터에 입력되었다.

시편은 MTS의 콜렛(646 collet) 그림을 사용하여 잡았으며, 시편, 그림 및 시험기 축의 일직선 축 배열이 정밀한 상태에서 실험하였다. 또한, 스트레인 게이지 및 로세트는  $Al_2O_3$  시편을 위해 개발된 정밀 스트레인 게이지(Micro-Measurements)를 사용하였다.

일축 인장실험에서는 축 변형률 속도  $\dot{\epsilon} = 10^{-6}$ /sec가 되도록 MTS 마이크로 프로파일러를 제어하였다. 축 방향으로 스트레인 게이지를 120° 간격으로 부착하여 구한

측 변형률들의 평균치와 원주방향으로 부착된 스트레인 게이지로부터 구한 원주 변형률로부터 Poisson 비를 측정하였다

또한, 120° 간격으로 부착한 축 방향의 스트레인 게이지들로부터 변형률을 측정하여, 파괴 전 및 파괴시 굽힘응력이 인장응력의 5% 이하로 유지됨을 확인하여 굽힘응력의 영향을 무시할 수 있는 정확한 일축인장 파괴강도의 값을 얻을 수 있었다.

순수 비틀림실험에서는 전단 변형률속도  $\dot{\gamma}=10^{-6}/\text{sec}$  가 되도록 MTS 마이크로 프로파일러를 제어하였다 45° 스트레인 로제트를 부착하여 전단 변형률과 주변형률을 측정하였다

인장/비틀림 조합응력 실험에서는 축 변형률 속도  $\dot{\epsilon}=10^{-6}/\text{sec}$  로 탄성역 내의 임의의 인장하중을 가하여 일정하게 유지하면서, 전단 변형률속도  $\dot{\gamma}=10^{-6}/\text{sec}$  로 토크를 가하는 하중경로 (I)과 일정한 비를 갖는 인장하중 및 토크를 동시에 가하는 하중경로(II)의 두 가지 하중 경로에 의한 실험을 하였다. 하중경로(II)의 실험에서도 주변형률 속도가  $\dot{\epsilon}=10^{-6}/\text{sec}$  로 되도록 제어하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1. 거시적인 파괴거동

일축 인장, 순수 비틀림 및 인장/비틀림 조합응력하에서 구한  $\text{Al}_2\text{O}_3$  튜브 시편의 응력-변형을 관계는 파괴가 일어날 때까지 기시적으로 선형거동을 함을 보였다. 응력-변형률관계에서 구한 탄성계수 (Young's modulus) E와 전단 탄성계수 (shear modulus) G의 평균값은  $E=370\text{GPa}$ 와  $G=147\text{GPa}$ 이다. 일축 인장실험에서 스트레인 게이지로 측정하여 구한 Poisson 비의 평균치는 0.255이며, E와 G의 관계식으로부터 구한 값은 0.259이었다.

일반적으로 고순도(99% 이상)  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 의 일축인장 파괴강도는 138~241 MPa의 범위를 갖는다. 본 실험에서 구한 일축인장 파괴강도는 Table 2에 있으며, 그 평균치는  $\sigma_u=151.2\pm 5.1\text{MPa}$ 이다. 이 값은 Broutman등<sup>1)</sup>이  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (순도 99.5%) 튜브 시편의 내압실험에서 구한 인장 주응력 파괴강도  $207\pm 17.8\text{MPa}$ 와는 다소 차이가 있는데, 이는 시편의 형태, 크기, 제조 및 가공조건 또는 실험방법에 따른 차이임을 고려할 수 있다

Fig.1은 하중경로(II)에 의한 파괴 후의 시편의 형상을

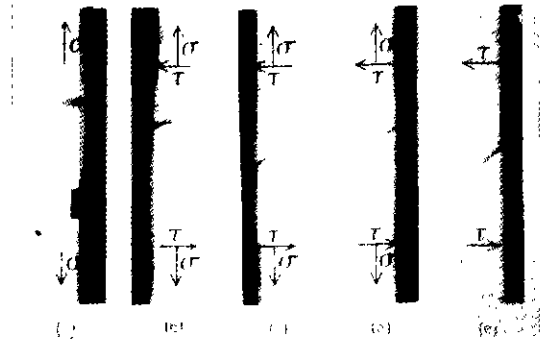


Fig.1. Fractured  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tube specimens tested along the proportional loading path(II) under combined tension/torsion. (a)  $\tau/\sigma=0$ , (b) 0.43, (c) 0.87, (d) 4.35 (e)  $\infty$



Fig.2. Fractured  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tube specimens tested along the loading path(I) under combined tension/torsion; (a)  $\sigma=30.3\text{MPa}$ , (b)  $\sigma=97.8\text{MPa}$ .

나타낸다.  $0\leq\tau/\sigma\leq 0.87$ 일때 시편은 표점거리 영역내에서 2등분되었다. 순수 비틀림(e)에서 주균열은 나선형 형태로 시편의 그림부분까지 완전히 연결되고, 주균열에 수직인 방향으로도 균열이 그림부분까지 전파되어 여러 부분으로 파괴되었다.  $\tau/\sigma=4.35$ (d)일때는 주균열에 수직인 방향으로의 균열의 전파는 순수 비틀림(e)에 비해 작았다.

Fig.2는 하중경로 (I)에 의한 파괴 후의 시편의 형상을 나타낸다. 여기서 (a)는  $\sigma=30.3\text{MPa}$ , (b)는  $\sigma=97.8\text{MPa}$ 로 인장응력을 일정하게 유지한 상태에서 파괴시까지 비틀림한 실험결과이다. Fig.2(a)는 Fig.1(d)와 같은 파괴형태를 보이고, Fig.2(b)는 Fig.1의 (a,b,c)와 같이 시편의 표점거리 영역내에서 2등분되었다.

**Table 2** Fracture Strengths and Angles of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Tubes under Combined Tension/Torsion.

Stress state	$\sigma$ (MPa)	$\tau$ (MPa)	$\sigma_1$ (MPa)	$\sigma_3$ (MPa)	Calcul. angle, $\theta_1$	Observ. angle, $\theta$
Tension	158.47	0	158.47	0	0	2
	145.13	0	145.13	0	0	3
	154.00	0	154.00	0	0	2
	147.00	0	147.00	0	0	4
Torsion	0	179.38	179.38	-179.38	45	48
	0	159.79	159.79	-159.79	45	43
	0	184.00	184.00	-184.00	45	49
	0	166.32	166.32	-166.32	45	45
	0	177.38	177.38	-177.38	45	43
Loading Path(I)	30.26	136.00	152.00	-121.70	42	38
	31.45	154.01	170.54	-139.10	42	42
	30.29	137.70	153.70	-123.40	42	39
	97.80	87.64	149.30	-51.50	30	29
	100.10	87.54	150.80	-50.80	30	28
Loading Path(II)	118.40	54.20	139.50	-22.10	21	19
	127.20	57.90	149.60	-22.40	21	18
	119.38	55.14	140.95	-21.57	21	22
	98.30	85.60	147.90	-49.60	30	33
	94.94	84.60	144.50	-49.50	30	27
	34.46	150.50	168.70	-134.30	42	40
	31.30	137.03	153.40	-122.39	42	43
	38.38	167.58	187.95	-149.48	42	45

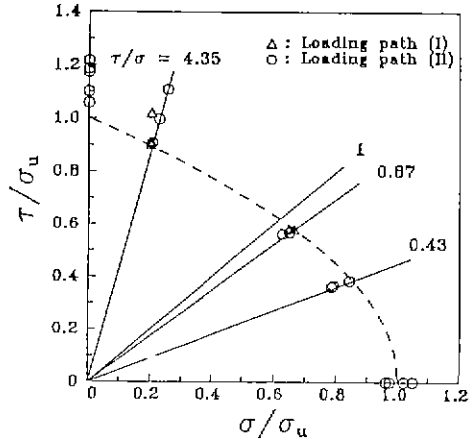
Table 2는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 튜브 시편의 일축 인장, 순수 비틀림 및 인장/비틀림 조합응력하의 하중경로에 따른 파괴시의 인장응력  $\sigma$ 와 전단응력  $\tau$ , 최대 주응력  $\sigma_1$ , 최소 주응력  $\sigma_3$  및 최대 주응력 방향이 축방향과 이루는 각  $\theta_1$ 을 나타내고 있다. Fig.1과 2에서 관찰된 파단면의 수직선이 축방향과 이루는 각  $\theta$ 는 계산치  $\theta_1$ 과 거의 비슷한 값을 갖는다. 따라서 일축 인장, 순수 비틀림 및 인장/비틀림의 조합응력하의 거시적인 균열의 전파방향은 최대 주응력 방향에 거의 수직하며 하중경로와는 무관함을 알 수 있다.

통상적인 최대 주응력 파괴조건에서 거시적인 균열의 전파방향은 최대 주응력 방향에 수직하며 최대 주응력  $\sigma_1$ 이 극한 값을 가질 때 파괴가 일어난다. 일축 인장실험에서는  $\sigma_1 = \sigma_u$ 이므로 인장/비틀림의 조합응력하에서 최대 주응력 파괴조건은 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\frac{\sigma}{\sigma_u} + \left[\frac{\tau}{\sigma_u}\right]^2 = 1 \quad \dots\dots\dots(1)$$

여기서  $\sigma_u$ 는 일축인장 파괴강도이다.

Fig.3의 파괴강도는 Table 2에서 구한 파괴시의 인장응력  $\sigma$ 와 전단응력  $\tau$ 를 일축인장 파괴강도의 평균값  $\sigma_u$ 로



**Fig 3.** Normalized axial vs. torsional fracture strengths by uniaxial fracture strength for Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tube specimens under combined tension/torsion. The dashed curve denotes the maximum principal stress criterion.

나눈 값을 나타낸다. 점선은 식 (1)로 부터 구한 최대 주응력 파괴조건이다. 점선의 외부는 일축인장 파괴강도에 비하여 파괴강도의 증가(strengthening)를 나타내고, 내부는 파괴강도의 감소(weakening)를 나타낸다. 실험치  $\Delta$ 는 하중경로 (I)의 실험결과이다. 5개의 실험치 중 한 개만이 파괴강도의 증가를 보이나, 다른 4개는 최대 주응력 파괴조건과 비교적 잘 일치하였다. 실험치  $\circ$ 는 하중경로(II)의 실험결과이다.  $\tau/\sigma < 1$ 에서는 최대 주응력 파괴강도가 일축인장 파괴강도에 비해 감소현상을 보이며, 이는 세라믹 튜브 시편을 이용한 축하중 및 내압실험에 의한 인장/압축의 이축 주응력상태의 실험결과<sup>2-6)</sup>와 같다.  $\tau/\sigma > 1$ 에서는 최대 주응력 파괴강도가 증가하며,  $\tau/\sigma = 1$ 은 파괴강도의 감소에서 증가로의 전이조건임을 알 수 있다.

Petrovic 과 Stout<sup>7,8)</sup>의 실험에서는 일축인장 파괴강도에 대한 순수 비틀림시의 최대 주응력 파괴강도의 비의 평균값은 원주 시편의 경우에는 1.31, 튜브 시편의 경우에는 1.16을 구하였고, 본 실험에서는 1.15를 구하였다. 원주 시편의 경우에는 반경방향의 응력구배의 영향으로 튜브 시편의 경우와는 차이가 있다. 내경과 외경의 비가 0.9<sup>8)</sup>와 0.87(본 논문)인 튜브 시편에서는 거의 비슷한 결과를 보였다.

앞의 실험결과로 부터 거시적인 균열전파의 방향은 하

중경로에 무관하게 최대 주응력 파괴조건을 따르지만, 하중경로(II)에 의한 파괴강도는 최대 주응력 파괴조건을 따르지 않음을 알 수 있다. 식 (1)은 최대 주응력 방향에 수직인 미세결함으로 부터 미세균열이 형성되어 파괴가 시작됨을 의미하고 있다. 그러나 세라믹은 분말상태로 부터 냉간가압성형 후 소결 또는 열간가압성형 등의 제조와 가공공정을 거치므로 입자 경계면에서의 취약한 부분, 미소기공, 가공결함 등의 미세결함들이 시편의 내부 또는 표면에 랜덤하게 존재하게 된다. 이러한 미세결함들이 파괴 거동에 미치는 영향을 고려하기 위해 다음 절에서 Weibull 이론을 이용하여 통계학적 파괴해석을 하였다.

3.2. Weibull 파괴이론

Petrovic 와 Stout<sup>9,11)</sup>는 다축(multiaxial) 하중상태에서 임의의 한 점 주위에 존재하는 응력분포식으로 부터 인장 법선응력만이 파괴에 관계한다고 가정하였다. 인장 법선 응력이 존재하는 영역에서의 Weibull 이론<sup>12)</sup>에 의한 파괴 위험률을 이용하여 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 원주 시편의 인장/비틀림 조합 응력 상태에서의 파괴강도를 해석하였다. 그러나, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 튜브 시편에 대한 인장/비틀림 조합하중하의 파괴거동은 조사하지 않았다. Petrovic 와 Stout<sup>9,11)</sup>가 사용한 Weibull 이론을 인장/비틀림 조합응력하의 튜브 시편에 적용하면 파괴조건은 다음과 같다.

3.2.1. 표면파괴(surface fractures)

인장/비틀림 조합응력하의 최대 주응력은 튜브 시편의 외부반경 b에 존재하며 최대 및 최소 주응력의 비는  $\omega = \sigma_2/\sigma_1$ 로 나타낼 수 있다. 튜브 시편의 인장/비틀림 조합응력하의 평균파괴강도와 일축인장시의 평균파괴강도를 각각  $\bar{\sigma}_1(TT)$ 와  $\bar{\sigma}_1(TE)$ 라고 하면, 표면파괴시의 평균파괴 강도의 비는 다음과 같다.

$$\frac{\bar{\sigma}_1(TT)}{\bar{\sigma}_1(TE)} = \left[ \frac{\pi}{2\lambda} \right]^{\frac{1}{m}} \left\{ \int_0^\alpha [1 + (\omega - 1)\sin^2\theta]^m d\theta \right\}^{-\frac{1}{m}} \dots (2)$$

여기서  $\lambda = 2m(2m-2)(2m-4) \dots 2/(2m-1)(2m-3) \dots 1$ ,  $\alpha = \tan^{-1}[(1/\omega)^{1/2}]$ , 그리고 m은 와이불 계수(Weibull modulus)이다.  $\omega$ 는 외부반경 b에서의 주응력 비이므로 하중 조건에 따라 상수값을 갖게 된다

3.2.2 체적파괴(volume fractures)

튜브 시편의 체적내부에서 파괴가 일어난다고 하면, 임의의 내부 한 점에서의 주응력은  $\delta = \tau_s/\sigma$ 와 반경 r의 함수로 나타낼 수 있다.  $\tau_s$ 와  $\sigma$ 는 각각 외부반경 b에서의 전단응력과 인장응력이다. 체적파괴시의 평균 파괴강도의

비는 Petrovic 와 Stout<sup>9)</sup>의 식 (28)-(31)을 내부반경 a에서 외부반경 b까지 적분하여 구해지며 다음과 같다.

$$\frac{\bar{\sigma}_1(TT)}{\bar{\sigma}_1(TE)} = (4\lambda\beta \int_0^\alpha [1 + (\omega - 1)\sin^2\theta]^m \gamma d\theta)^{-\frac{1}{m}} \dots (3)$$

여기서

$$\beta = 1/\pi(b^2 - a^2) [1 + (1 + 4\delta^2)^{1/2}]^m, \\ \gamma = (1 + [(1 + 4\delta^2) (\frac{r}{b})^2]^{1/2})^m r dr \dots (4)$$

이다. 튜브내의 응력상태는 반경에 따라 완화하므로 주응력비  $\omega = \sigma_2/\sigma_1$ 는 반경 r의 함수이며 다음과 같이 표현된다.

$$\omega = \frac{1 - [(1 + 4\delta^2) (\frac{r}{b})^2]^{1/2}}{1 + [(1 + 4\delta^2) (\frac{r}{b})^2]^{1/2}} \dots (5)$$

3.2.3. 실험치와의 비교

Fig.4는 본 논문의 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 튜브 시편의 경우(Fig.5)와 비교하기 위하여 Petrovic 와 Stout<sup>9)</sup>가 구한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 원주 시편의 파괴 실험치(□)와 Weibull 이론치의 비교를 나타낸다. 점선과 실선은 굵힘실험<sup>7)</sup>에서 구한 와이불계수 m=22에 대한 표면파괴와 체적파괴시의 Weibull 이론치이다. 인장/비틀림 조합응력 (-1 ≤  $\sigma_2/\sigma_1$  ≤ 0)하의 최대 주응력 파괴강도가 일축인장 파괴강도보다 증가하는 현상은 Weibull 이론으로 예측이 가능하였으나, 순수 비틀림에서

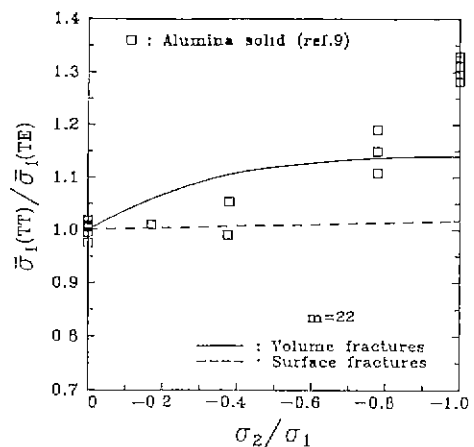


Fig.4. Comparison of experimental data with theoretical predictions from the Weibull theory for Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> solid specimens(from ref.9).

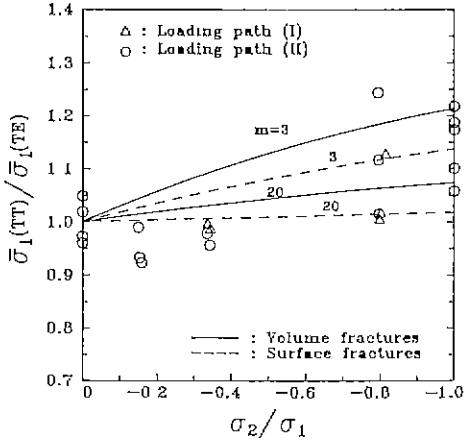


Fig.5. Comparison of experimental data with theoretical predictions from the Weibull theory for Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tube specimens.

는 표면 및 체적파괴시의 Weibull 이론치는 모두 실험치보다 작은 값을 예측하였다.

Stout 와 Petrovic<sup>8)</sup>는 굽힘시험<sup>7)</sup>과 같은 성분의 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 튜브 시편을 사용하여 인장/내압/외축 및 순수 비틀림등의 여러 하중조건하의 파괴실험으로 부터 m=11를 구하였다. 굽힘실험에서 구한 와이불 계수<sup>7)</sup>(m=22)와 다른 값을 갖는 이유는 시편의 제조공정의 차이로 설명하였다<sup>8)</sup>. 한편, Mastuo<sup>13)</sup>는 와이불 계수를 삼축 인장과 같은 균일한 응력상태하에서 구하여야 된다고 하였다. 그러나, 본 논문에서는 Petrovic 와 Stout<sup>7,8)</sup>가 구한 와이불 계수 및 앞에서 언급한 시편의 제조 및 가공공정등의 차이를 고려하여 3≤m≤20의 범위에 대한 Weibull 이론치를 계산하였다.

Fig.5는 인장/비틀림 조합응력하의 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 튜브 시편의 파괴 실험치와 Weibull 이론치의 비교를 나타낸다. 실험치 Δ와 ○는 각각 하중경로 (I)과 (II)에 따른 실험치이다. 실험치 ○는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 원주 시편의 실험치(Fig.4)와는 달리 인장/비틀림 조합응력하의 최대 주응력 파괴강도가 일축인장 파괴강도보다 감소 또는 증가하는 현상을 보인다. 점선과 실선은 각각 표면파괴와 체적파괴시의 Weibull 이론치이다. 여기서 이론치는 MACSYMA<sup>14)</sup>를 이용하여 식 (2)와 (3)으로부터 계산하였다. -1≤σ<sub>2</sub>/σ<sub>1</sub> ≤ -0.8에서 파괴강도의 증가현상은 Weibull 이론으로 예측할 수 있었다. 그러나, -0.35<σ<sub>2</sub>/σ<sub>1</sub><0의 범위에서는 어떤 와이불 계수(m>0)에 대하여도 Weibull 이론치

Table 3. Ratios of Fracture Strengths( $\bar{\sigma}_1(TO)/\bar{\sigma}_1(TE)$ ) for Various m.

m	surface fracture	volume fracture
3	1.130	1.183
5	1.077	1.148
10	1.037	1.100
20	1.018	1.073

는 실험치보다 항상 큰 값을 갖는다. 따라서 식 (2)와 (3)은 -1<σ<sub>2</sub>/σ<sub>1</sub><0에서의 파괴강도의 감소와 증가를 함께 예측할 수 없음을 알 수 있다.

Table 3은 와이불 계수 m에 대한 순수 비틀림시의 평균파괴강도  $\bar{\sigma}_1(TO)$ 와 일축인장시의 평균파괴강도  $\bar{\sigma}_1(TE)$ 의 비를 나타내고 있다. 와이불 계수가 각각 m=3과 5 일때 표면파괴와 체적파괴가 일어나면 Weibull 이론치는 실험치와 일치한다. 또한, Petrovic 와 Stout<sup>7,8)</sup>가 구한 와이불 계수와 비슷한 값인 m=10과 20인 경우에 Weibull 이론치는 모두 실험치보다 작은 값을 예측하였다.

Weibull 이론은 범선응력이 파괴에 미치는 영향만을 고려하나, 실제로 미세결함들은 랜덤한 방향과 위치를 가지므로 일반적인 하중하에서 파괴거동을 조사하기 위해서는 미세결함면에 존재하는 전단응력의 영향도 함께 고려해야 한다. 따라서, 미세결함에 미치는 전단응력의 영향을 조사하기 위하여 다음 절에서 미세조직을 관찰하였다.

### 3.3. 미세조직의 관찰

Fig.6은 주사전자현미경으로 관찰한 파단면을 나타낸다. (a)는 일축인장시의 파단면, (b)는 순수비틀림시의 파단면을 나타낸다. 입계 파괴(intergranular fracture)가 일어난 부분들도 관찰되었으나, 시편의 파단면은 (a) 및 (b)와 같이 거의 입내 파괴(transgranular fracture) 형태를 가지며 미소기공들도 관찰되었다. 제조자의 보고서에 의하면 시편은 진공밀착(vacuum tight)하여 기공이 전혀 없다고 하나, 시험 전의 시편에서 관찰된 미소기공의 크기는 시험 후의 파단면 (a)와 (b)의 미소기공과 비교하여 거의 비슷하였다. 따라서 파괴시까지 미소기공의 성장은 거의 없다고 고려할 수 있다. 일축인장과 순수 비틀림에 의한 파단면은 비슷한 현상을 보이며 단순히 파단면의 관찰만으로는 일축인장과 순수 비틀림시의 미시적인 파괴거동을 구별하기가 어려웠다.

Petrovic 와 Stout<sup>7)</sup>는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 원주 시편의 파단면을 조사하여 외부표면으로부터 파괴가 일어났음을 관찰하였다.

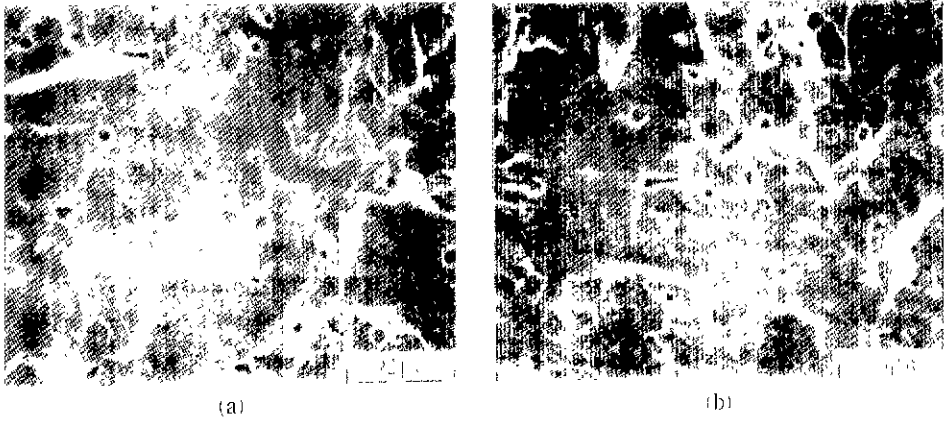


Fig. 6. Scanning electron micrographs of fractured  $Al_2O_3$  tube specimens tested under (a) tension, (b) torsion.

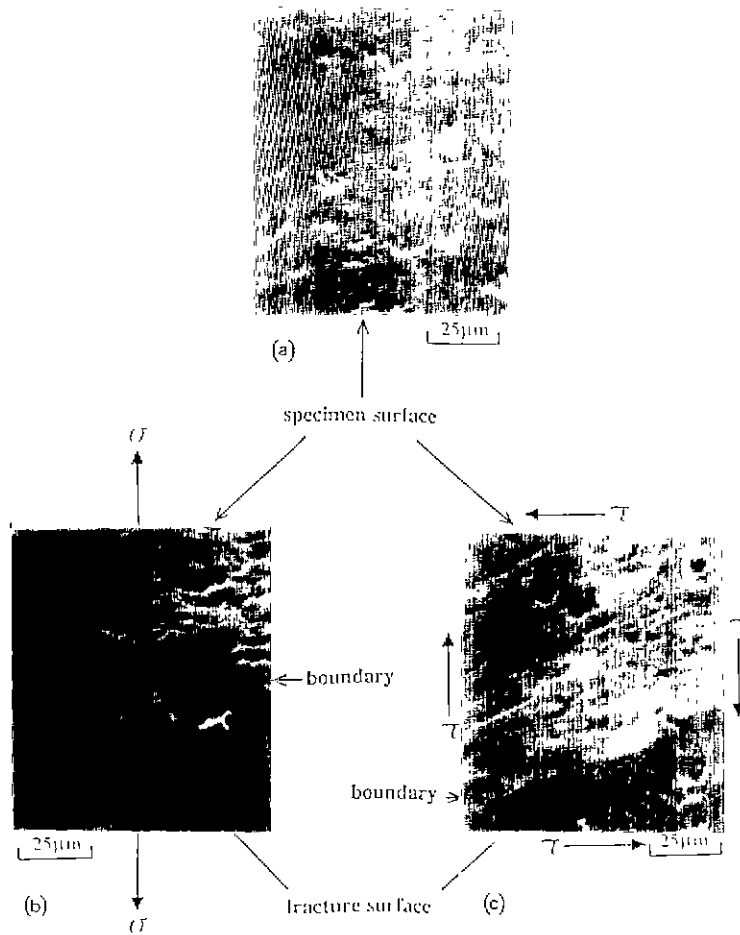


Fig. 7. Scanning electron micrographs of  $Al_2O_3$  tube specimens, (a) specimen outer surface before test and (b), (c) boundaries between fractured surface and outer surface of specimens tested under tension and torsion, respectively

인장/비틀림의 조합응력하에서 원주 시편은 반경방향의 응력구배에 의해 시편의 외부표면이 내부보다 큰 응력을 받게 되므로 외부표면에서 파괴가 시작됨을 예측할 수 있다. 그러나, 본 논문의 튜브 시편은 벽두께가 얇으므로 파괴가 시작된 부분을 관찰하기가 어려웠다.

Fig. 7은 주사전자현미경으로 관찰한 시편의 외부표면을 나타낸다. (a)는 시험 전의 시편의 외부 표면, (b)와 (c)는 각각 일축인장과 순수 비틀림에 의해 파단된 파단면과 접하고 있는 시편의 외부표면을 나타낸다. (a)에서 관찰된 미세결합들은 미소기공과 원통연마한 후에 관찰되는 가공방향에 평행(축방향에 수직)한 미세한 신결합 및 입자파편이 빠져나와 생긴 미세결합의 3가지로 분류될 수 있다. 우선, (a)와 (b) 및 (c)의 미소기공들은 Fig 6의 시편 내부에 존재하는 미소기공의 크기 정도로 파괴시까지 그 크기가 거의 변화하지 않았음을 알 수 있다. 또한, 신결합은 입자파편이 빠져나와 생긴 미세결합의 크기에 비해 무시할 수 있을 정도로 미세한 흠이다 따라서 외부표면에서 주로 고려해야 할 결함은 입자의 파편이 빠져나와 생긴 미세결합들이다. 이러한 미세결합들은 시편의 외부표면의 전체에 랜덤한 방향성과 분포를 갖는다.

일축인장에 의해 파괴된 시편의 외부표면(Fig. 7(b))에서의 미세결합들은 인장응력  $\sigma$ 에 거의 수직한 방향을 가짐을 알 수 있다. 이러한 방향성으로 부터 인장응력에 수직한 미세결합들에서 미세균열이 발생 및 성장하여 합체에 의한 파괴가 일어나며, 인장응력에 수직하지 않는 미세결합면에 존재하는 전단응력이 파괴에 미치는 영향이 크지 않음을 추측할 수 있다. 또한, 거시적인 파단면도 거의 인장응력에 수직하므로, 거시적 및 미시적인 파괴형태는 모두 mode I 파괴형태임을 알 수 있다.

순수 비틀림에 의해 파괴된 시편의 외부표면(Fig. 7(c))에서의 미세결합들의 방향과 분포는 실험 전의 시편의 외부표면(Fig. 7(a))과 비교하여 거의 변화하지 않았으며, 일축인장의 경우(Fig 7(b))와는 다른을 알 수 있다. 순수 비틀림하에서 랜덤하게 분포하는 미세결합들중에서 축방향에 수직한 미세결합들이 전단응력  $\tau$ 만 받으므로 미세결합면에 마찰이 생길 수 있다<sup>10)</sup>. 따라서 순수 비틀림에서 미세결합면에 전단력에 의한 마찰이 존재할 수 있으며, 이로써 일축인장 파괴강도보다 큰 전단응력에 의해 파괴가 일어나게 된다.

Kim 등<sup>10)</sup>은 상대밀도 0.8(기공도 20%)인 다공질 철소결체의 일축인장과 순수 비틀림하에서 내부기공들의 합체

가 최대 주응력에 수직한 방향으로 일어남을 보였다. 또한, 순수 비틀림에서는 일축인장에 비해 기공의 크기의 변화와 합체되는 경향이 적고, 연성이 강하며 상대밀도의 변화도 무시될 정도로 작았다. 다공질 철소결체는 거시적으로는 탄성-소성재료이나, 내부기공(혹은 결함)들의 국소적인 파괴거동은 세라믹의 일축인장과 순수비틀림에서의 미세결합들과 비슷한 거동을 보임을 알 수 있다.

3.4. 새로운 파괴조건식의 개발

Singh와 Shetty<sup>10)</sup>는 알루미늄과 지르코니아 세라믹의 원판형 시편에 Chevron 노치를 이용한 예비균열을 만든 후, 원주방향의 압축하의 파괴 실험치를 다음의 경험적인 파괴조건식과 비교하였다.

$$\frac{K_I}{K_{Ic}} + \left[ \frac{K_{II}}{CK_{Ic}} \right]^2 = 1 \dots\dots\dots(6)$$

여기서 C는 mode I과 mode II의 파괴인성치의 비  $K_{Ic}/K_{IIc}$ 를 나타내며, 실험상수이다. Singh와 Shetty<sup>10)</sup>는  $C=2.02$ 와  $C=1.43$ 일 때 각각 알루미늄과 지르코니아 세라믹의 실험치와 식 (6)이 잘 일치하며,  $C>1$ 이면 mode II 파괴시 입자간의 맞물림(interlocking)과 마모에 의해 균열면의 파괴저항이 증가함을 설명하였다.

방향과 분포가 랜덤한 미세결합들을 포함하는 세라믹에서 축방향에 수직한 미세결합들만이 파괴에 영향을 미친다고 가정하면, 식 (6)은 거시적으로는 인장응력  $\sigma$ 와 전단응력  $\tau$ 로 표현될 수 있다.

$$\frac{\sigma}{\sigma_u} + \left[ \frac{\tau}{C\sigma_u} \right]^2 = 1 \dots\dots\dots(7)$$

순수 비틀림( $\sigma=0$ )의 경우에 식 (7)의 C의 크기에 따라 일축인장 파괴강도에 대한 전단 파괴강도의 비율 알 수 있다. 즉,  $C>1$ 이면 전단파괴저항의 증가에 의한 파괴강도가 증가하며,  $C<1$ 이면 파괴강도가 감소하게 된다. 또한  $C=1$ 이면 전단 파괴강도와 일축인장 파괴강도와 같다.

식 (7)을 사용하여 조합응력상태에서 파괴강도의 증가와 감소를 함께 예측하기 위해서는 각 응력상태에 따라 변화하는 변수인 C를 구해야 하는 어려움이 있다 따라서, 방향과 분포가 랜덤한 미세결합들을 갖는 세라믹의 파괴조건을 위해 식 (7)과 본 논문의 파괴 실험치를 고려하여 단순한 형태를 갖는 다음과 같은 경험식을 제안하였다.

$$\left[ \frac{\sigma}{\sigma_u} - \hat{\sigma} \right] + \psi \left[ \frac{\tau}{\sigma_u} - \hat{\tau} \right]^2 = 1 \dots\dots\dots(8)$$



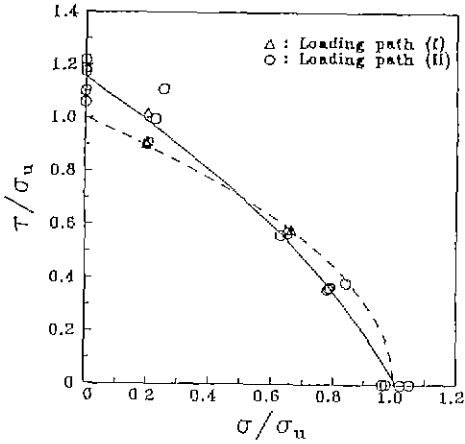


Fig. 8. Comparison of calculated  $\tau/\sigma_u$  vs.  $\sigma/\sigma_u$  responses with experimental data ( $\Delta$ ,  $\circ$ ) for  $Al_2O_3$  tube specimens. The solid curve is obtained from (8) and (9). The dashed curve is obtained from (1).

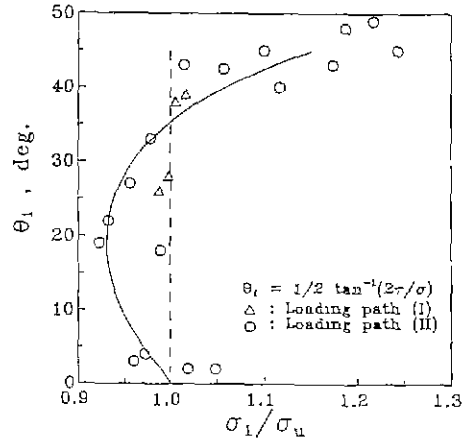


Fig. 9. Comparison of calculated  $\sigma_1$  vs.  $\theta_1$  relations with experimental data ( $\Delta$ ,  $\circ$ ) for  $Al_2O_3$  tube specimens. The solid curve is obtained from (8) and (9), with  $\theta_1 = 1/2 \tan^{-1}(2\tau/\sigma)$ . The dashed curve is obtained from (1).

여기서  $\hat{\sigma}$ ,  $\hat{\tau}$  및  $\Psi$ 는 하중경로 및 경로에 따른 파괴실험으로 부터 구해지는 재료상수이다.

하중경로(II)의 파괴강도의 실험치 및 BMDP 통계 소프트웨어를 이용하여 구한  $\hat{\sigma}$ ,  $\hat{\tau}$  및  $\psi$ 는 다음과 같다.

$$\hat{\sigma} = 0.159, \hat{\tau} = -0.659, \psi = 0.353 \dots\dots\dots(9)$$

또한, 식 (8)은  $\hat{\sigma} = 0$ ,  $\hat{\tau} = 0$  및  $\Psi = 1$ 인 경우에는 하중경로(I)의 파괴강도를 만족하는 최대 주응력 파괴조건식 (1)을 나타낸다.

Fig. 8은 인장/비틀림 조합하중하에서 하중경로에 따른  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴강도를 나타내는 실험치와 식 (8)로 부터 구한 계산치의 비교를 나타낸다. 여기서 실험은 식 (8)과 (9)로 부터 구한 계산치이며, 하중경로(II)의 실험치와 잘 일치함을 알 수 있다. 또한, 점선은 최대 주응력 파괴조건을 나타내며, 하중경로(I)의 실험치와 잘 일치한다. 식 (8)의  $\hat{\sigma}$ ,  $\hat{\tau}$ 과  $\Psi$ 는 하중경로(I)과 (II)에서 각각 다른 값을 가짐을 알 수 있으며, 식 (8)을 일반적인 하중하에서의 파괴조건식으로 사용하기 위해서는 다양한 재료와 하중경로에 대한 실험이 필요하다.

Fig. 9는 인장/비틀림 조합하중하에서 하중경로에 따른  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴강도의 파단각의 관계를 나타내는 실험치와 식(8)과  $\theta_1 = 1/2 \tan^{-1}(2\tau/\sigma)$ 으로 부터 구한 계산치의 비교를 나타낸다. 실험치  $\Delta$ (하중경로 (I))와  $\circ$

(하중경로 (II))는 Table 2의 최대 주응력  $\sigma_1$ 과 실험으로 부터 관찰된 파단각의 수직선이 축방향과 이루는 각  $\theta$ 을 나타내고 있다. 실험은 식 (8)과 (9)로 부터 계산한 최대 주응력  $\sigma_1$ 과 최대 주응력 방향이 축방향과 이루는 각  $\theta_1$ 을 나타내며 점선은 최대 주응력 파괴조건을 나타낸다. 최대 주응력 파괴조건은 실험치  $\Delta$ 와 잘 일치하며, 식 (8)과 (9)로 부터 구한 계산치는 실험치  $\circ$ 와 잘 일치한다.

#### 4. 결 론

인장/비틀림 조합응력 상태에서 하중경로에 따른  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴 실험과 해석을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 하중경로(I)에서는 거시적인 균열의 전파방향과 파괴강도가 모두 최대 주응력 파괴조건과 일치하였다. 하중경로(II)에서는 거시적인 균열의 전파방향은 최대 주응력 파괴조건을 따르니, 최대 주응력 파괴강도는  $\tau/\sigma > 1$ 에서는 일축인장 파괴강도에 비해 증가하며,  $\tau/\sigma < 1$ 인 경우에는 감소하였다.

2) Weibull 이론은  $-1 \leq \sigma_2/\sigma_1 \leq -0.8$ 의 범위에서의 파괴강도의 증가는 예측할 수 있으나,  $-0.35 < \sigma_2/\sigma_1 < 0$ 의 범위에서의 파괴강도의 감소를 예측할 수는 없었다.

3) 인위적 균열에서의 파괴조건과 인장/비틀림 조합하

중하의 하중경로에 따른  $Al_2O_3$  튜브 시편의 파괴 실험치에 근거한 새로운 경험식을 제안하였다. 본 논문에서 제안된 파괴조건식은 하중경로에 따른 거시적인 균열의 전파방향과 파괴강도를 잘 예측할 수 있다. 그러나 제안된 파괴조건식을 일반적인 하중하에서 사용하기 위해서는 다양한 재료와 하중경로에 대한 실험이 필요하다.

#### 「후 기」

본 연구는 산업과학기술연구소(0242F)에서 지원된 연구비로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

### REFERENCES

1. A. A. Griffith, "The Theory of Rupture," Proc. 1st International Congress of Applied Mechanics, DELFT(1924).
2. R.E. Ely, "Strength of Magnesium Silicate and Graphite Under Biaxial Stresses," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **47** 489 (1968).
3. H.W. Babel and G. Sines, "A Biaxial Fracture Criterion for Porous Brittle Materials," *J. Basic Eng.*, **90** 285 (1968).
4. L.J. Broutman, S.M. Krishnakumar, and P.K. Mallic, "Effects of Combined Stresses on Fracture of Alumina and Graphite," *J. Am. Ceram. Soc.*, **53** 649 (1970).
5. R.E. Ely, "Strength of Titania and Aluminum Silicate Under Combined Stresses," *J. Am. Ceram. Soc.*, **55** 347 (1972).
6. G. Tappin, R.W. Davidge, and J.R. McLaven, "The Strength of Ceramics Under Biaxial Stresses," pp.435 in *Fracture Mechanics of Ceramics*, Vol.3, Edited by R.C. Bradt, D.P.H. Hasselman, and F.F. Lange, Plenum, New York (1978).
7. J.J. Petrovic and M.G. Stout, "Fracture of  $Al_2O_3$  in Combined Tension/Torsion : I, Experiments," *J. Am. Ceram. Soc.*, **64** 656 (1981).
8. M.G. Stout and J.J. Petrovic, "Multiaxial Loading Fracture of  $Al_2O_3$  Tubes : I, Experiments," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67** 14 (1984).
9. J.J. Petrovic and M.G. Stout, "Fracture of  $Al_2O_3$  in Combined Tension/Torsion : II, Weibull Theory," *J. Am. Ceram. Soc.*, **64** 661 (1981).
10. D. Singh and D.K. Shetty, "Fracture Toughness of Polycrystalline Ceramics in Combined Mode I and Mode II Loading," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72** 78 (1989).
11. J.J. Petrovic and M.G. Stout, "Multiaxial Loading Fracture of  $Al_2O_3$  Tubes ' II, Weibull Theory and Analysis," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67** 18 (1984).
12. W. Weibull, "Statistical Theory of the Strength of Materials," *Ingevetensk Akad. Handl.*, **151** 45 (1939).
13. Y. Mastuo, "On the Relative Coefficients of the Multiaxial Probability Distribution Function for Fracture," *Trans. JSME.*, Ser. A., **46** 763 (1980).
14. MACSYMA Reference Manual, *Massachusetts Institute of Technology, Cambridge*, 6-24 (1983).
15. K.T. Kim, J.Suh and Y.S. Kwon, "Plastic Yield for Cold Isostatically Pressed and Sintered Porous Iron under Tension and Torsion," *Powder Metall.*, **33** No.3 (1990).
16. BMDP Statistical Software Manual, Ed. by W.J. Dixon, *University of California Press, Berkeley*, 290 (1985).