

## Double Cantilever Beam 방법을 이용한 다결정 알루미나의 Bridging 응력효과 해석 I. Bridging 응력함수의 모델링

손기선 · 이성학 · 백성기  
포항공과대학교 항공재료연구센터  
(1995년 11월 23일 접수)

### Analysis of Bridging Stress Effect of Polycrystalline Aluminas Using Double Cantilever Beam Method I. Modeling of Bridging Stress Function

Kee-Sun Sohn, Sunghak Lee and Sunggi Baik  
Center for Advanced Aerospace Mater., Pohang Univ. of Sci. and Tech., Pohang 790-784  
(Received November 23, 1995)

#### 요 약

일반 구조용 세라믹 재료에서 R-curve 현상은 이미 일반적인 속성으로 널리 알려져 있다. 이러한 R-curve는 수학적으로 bridging 응력 함수의 적분형태로 표현될 수 있으므로 정확한 bridging 응력 함수를 구하는 것이 곧 정확한 R-curve의 산출을 의미한다. 따라서 최근 구조용 세라믹스의 파괴특성에 대한 대부분의 연구는 bridging 응력 함수를 정의하고 이를 이용하여 R-curve를 산출하는 데 집중되고 있다. 본 연구에서는 다결정 알루미나에서 결정립크기분포가 R-curve 거동에 미치는 영향을 정량적으로 예측할 수 있는 bridging 응력 함수 모델을 개발하였으며, 이 모델의 타당성을 조사하기 위해 몇가지 가상의 상황을 설정하여 본 모델의 유용성을 고찰하였다. 또한 bridging 응력 함수 모델을 기존의 power law 함수와 비교하여 모델을 구성하는 최대 bridging 응력( $P_M$ ), bridging 영역의 크기( $C_c$ ), 지수( $n$ ) 각각을 이론적으로 분석하였다. 그 결과 아직까지 그 정확한 의미가 밝혀지지 않았던 지수,  $n$ 은 결정립크기분포와 관련되는 상수임을 증명하였다. 이러한 이론적인 모델의 정립으로 미세조직학적 인자, 즉 결정립크기분포가 bridging 응력분포에 큰 영향을 미친다는 것을 제안하였으며, 이를 토대로 다결정 알루미나의 파괴현상을 미세구조와 연계하여 정량적으로 해석할 수 있는 방안을 제시하였다.

#### ABSTRACT

In this study, a new analytical model which can describe the relationship between the bridging stress and microstructure has been proposed in order to investigate the microstructural effect on the R-curve behavior in polycrystalline aluminas since the R-curve can be derived via the bridging stress function. In the currently developed model function, the distribution of grain size is considered as a microstructural factor in modeling of bridging stress function, and thus the bridging stress function including three constants,  $P_M$ ,  $n$ , and  $C_c$ , can be established analytically and quantitatively. The results indicate that the  $n$  value is closely related to the grain size distribution, thereby providing a reliability of the current model for the bridging stress analysis. Thus, this model which explains the correlation of the bridging stress distribution and microstructural parameters is useful for the systematic interpretation of microfracture mechanism including the R-curve behavior in polycrystalline aluminas.

**Key words:** R-curve behavior, Bridging stress function, Grain size distribution, Microstructural parameter

## 1. 서 론

세라믹 재료는 그 고유의 특성인 우수한 열적, 화학적 안정성에도 불구하고 취약한 성질로 인하여 구조용 재료로서의 응용에 크게 제약 받고 있다. 따라서 세라믹 재료의 파괴특성연구는 이러한 취약성의 극복에 집중되고 있으며, 구체적으로는 R-curve 현상의 연구에 그 초점이 맞추어지고 있다. R-curve 현상이란 균열길이의 증가에 따라 파괴저항이 증가되는 현상으로, 여러가지 형태의 보강재로 보강된 세라믹 복합재료에서는 물론 단상(monolithic) 다결정 세라믹 재료에까지 거의 예외 없이 나타나고 있다<sup>1)</sup>.

R-curve 현상의 원인은 재료의 미세구조와 직접적인 관계가 있는 것으로 process zone 이론과 bridging 이론으로 설명되고 있다<sup>2)</sup>. Process zone 이론이란 균열선단에 형성된 process zone에서의 상변태, 또는 미세균열 형성등과 같은 에너지 소모(energy dissipation)에 의해 균열이 진전함에 따라 균열닫힘(crack closure)이 발생한다는 내용을 말한다. 이와 같은 현상은  $ZrO_2$ 와 같이 부피팽창을 수반하는 응력유기(stress induced) 상변태를 일으키는 보강재를 포함하는 세라믹 복합재료<sup>3-9)</sup>와 균열선단에서 광범위한 응력유기 미세균열을 형성하는 대부분의 단상 다결정 세라믹 또는 세라믹 복합재료<sup>10-12)</sup>에서 발생한다고 보고되었다. 이에 비해 bridging 이론은 이미 진전한 균열 후반부가 부분적으로 완전히 분리되지 않은 채 균열의 양 측면을 연결함으로써 결국에는 균열닫힘을 야기시키는 것을 의미한다. 이러한 bridging 이론은 원래 fiber 또는 whisker 보강 세라믹 복합재료에서의 R-curve 현상만을 설명할 때 도입했던 이론이었으나<sup>13-17)</sup>, 최근에는 알루미늄, 질화규소 등과 같은 일반 단상 다결정 세라믹 재료에서도 적용되고 있다<sup>18-24)</sup>. 특히 단상 다결정 세라믹 재료에서의 bridging은 결정립에 의한 것으로, 앞서 설명한 바와 같이 결정립들이 균열의 양 측면을 연결하는 bridge로 작용하는 것을 의미한다. 물론 이와 같은 결정립 bridging 이론은 파괴의 대부분이 입계파괴 형태로 이루어져야 하며 결정립의 크기도 어느 정도는 커야 된다는 전제를 포함한 해석 이론이다.

과거 10여년 전까지만 해도 단상 다결정 세라믹 재료에서의 R-curve 현상은 주로 균열선단에서의 미세균열형성에 의한 process zone 이론으로 해석되었다. 그러나 process zone 이론은 상변태 유기 파괴인성 증진 기구(transformation toughening)의 해석에는 적합하지만, 상변태를 일으키는 상을 포함하지 않는 단상 다결

정 세라믹 재료에서의 파괴인성 증가를 설명하는 데는 적합하지 않다는 것이 최근의 추세이다. 따라서 미세균열형성에 의한 파괴인성 증진기구는 process zone 이론을 단상 다결정 세라믹 재료의 경우에 끼워 맞추기 위한 이론으로 실제 재료내부에서 발생하는 파괴인성 증진기구와는 거리가 먼 것이다. 이는 이미 균열전과 과정의 직접관찰시 미세균열을 발견할 수 없었던 점<sup>20-22)</sup>과 더불어 여러 연구 그룹들에 의해 행해졌던 renotch test<sup>19,25-27)</sup>에 의해 충분히 증명되었다. 따라서 최근에 들어서는 몇몇 특별한 상황을 제외하면 대부분의 단상 다결정 세라믹 재료에서의 R-curve 현상은 결정립 bridging에 의한 것으로 공인되고 있으며, bridging에 의해 유발되는 균열닫힘응력을 구하는 데 많은 관심이 집중되고 있다. Bridging 응력을 구하기 위해서는 bridging 응력을 균열열림변위(crack opening displacement; COD) 또는 균열선단으로부터의 거리로 나타내는 함수의 도입이 필수적이다. 다결정 알루미늄에서와 같이 결정립계와 균열측면의 기지와의 마찰이 bridging의 주된 기구가 되는 경우에는 bridging 응력,  $P(u)$ 는 strain-softening 형태, 즉 다음 식과 같은 power law 함수로 설명하는 것이 일반적이다<sup>28)</sup>.

$$P(u) = P_M \left( 1 - \frac{u}{u_c} \right)^n \quad (1)$$

여기서  $P_M$ 은 최대응력(peak stress),  $u$ 는 COD,  $u_c$ 는 bridging 영역선단에서의 COD,  $n$ 은 strain-softening exponent이다.  $n$ 은 재료와 toughening 기구에 따라 서로 다른 값을 가지며<sup>29-41)</sup>, 그 외에도 재료의 미세구조와도 밀접한 관계를 가지는 것으로 추정되고 있다<sup>32,33)</sup>. 이와 같이  $n$  값의 난립은  $P_M$  값에도 크게 영향을 미치게 되어  $P_M$  값들이 20 MPa에서 117 MPa에 걸친 다양한 값들을 나타낸다. 이론적으로는 재료의 미세구조에 영향을 받지 않는<sup>29)</sup> 재료상수로서 유일한 값을 가져야 하는  $P_M$ 이 다양한 값을 나타내는 것은 경험식으로 도입한 power law 식의  $n$  값에 대한 고려가 없었기 때문이며, 이를 해결할 수 있는 이론적 모델의 정립이 요구되고 있다. Bennison 등<sup>29)</sup>은 결정립의 평균 크기를 이용한 bridging 응력모델을 개발하였으며, 이 모델로부터 bridging 응력 함수는 COD 또는 균열선단으로부터의 거리에 직선적으로 감소하는 형태를 갖는다고 보고하였다. 이는 다른 여러 방법에 의해 계산되거나 실측된 결과들이  $n$ 승꼴( $n \geq 2$ )로 감소하는 것<sup>32,26)</sup>과 큰 차이를 보이는 것이다.

따라서 본 연구에서는 실제의 현상을 잘 설명하면서도 이론적인 근거를 갖는 모델을 정립하기 위하여 평균

결정립크기를 사용한 Bennison의 직선적인 bridging 응력함수모델에 결정립크기분포를 도입함으로써 모델을 개선했다. 이와 같은 방법으로 직선이 아닌 실제의 bridging 응력 함수와 가장 가까운 곡선을 나타내는 모델을 정립하였으며, 두 가지 경우, 즉 평균 결정립크기는 같지만 분포가 다른 경우와 결정립크기의 분포범위는 같지만 평균크기가 다른 경우를 설정하고, R-curve에 미치는 영향을 조사함으로써 모델의 타당성을 검토하였다.

2. Bridging 응력함수모델의 전개

Sohn 등<sup>10)</sup>은 다결정 알루미늄에서 각 1μm 간격의 결정립 집단들이 서로 독립적으로 bridging에 기여한다고 가정하고, i μm 크기의 i 번째 집단의 결정립들만을 따로 분리하여 bridging에 대한 기여를 모두 합함으로써 다음과 같은 bridging 응력함수를 구하였다<sup>10)</sup>.

$$P(Y_j) = \sum_{i=1}^N P_M f_i \left(1 - \frac{NY_j}{iC_x}\right), \quad (2)$$

when  $\frac{(j-1)C_x}{N} \leq Y_j < \frac{jC_x}{N}, \quad j=1 \sim N$

여기서 f<sub>i</sub>는 i 번째 결정립 집단의 면적분율, C<sub>x</sub>는 bridging zone size이다. 이 식 (2)의 bridging 응력함수는 매우 복잡하므로 그 활용이 쉽지 않다는 단점을 가지고 있다. 따라서 power law 함수와 본 연구에서 제안한 모델을 Green의 식<sup>15)</sup>에 동시에 대입하고 전개함으로써 보다 간단한 식으로 표현하였다.

Green의 식은 R-curve상의 총 증가분(ΔG)을 나타내는 식으로 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\Delta G = G_s - G_0 = \int_0^{u_c} P(u) du \quad (3)$$

- G<sub>s</sub> : Saturated toughness(Long crack toughness)
- G<sub>0</sub> : Initial toughness(Intrinsic toughness)
- u<sub>c</sub> : Crack opening displacement at the end of the bridging zone
- P(u) : Bridging stress function

먼저 power law 함수를 식 (3)에 대입하면 아래와 같은 간단한 결과를 얻을 수 있다.

$$\Delta G = \int_0^{u_c} P_M \left(1 - \frac{u}{u_c}\right)^n du = \frac{P_M u_c}{n+1} \quad (4)$$

또한 같은 식 (3)에 본 연구에서 도입한 bridging 함수 모델을 대입하면 다음과 같은 결과식을 얻을 수 있다.

$$\Delta G = \sum_{i=1}^N \int_0^{\frac{u_c}{N}} P_M f_i \left(1 - \frac{Nu}{iu_c}\right) du = \frac{u_c P_M}{2N} \sum_{i=1}^N f_i i \quad (5)$$

위와 같은 두 식으로부터 power law 함수의 지수인 n값은 다음과 같은 간단한 식으로 표현할 수 있다.

$$n = \frac{2N}{\sum_{i=1}^N f_i i} - 1 \quad (6)$$

이 식 (6)으로부터 power law 함수의 지수 n은 결정립크기의 분포를 나타낸다는 것을 알 수 있다. 식 (6)에 표기된 i는 1μm 마다의 결정립크기를 나타내는 것으로 결국 식 (6)의  $\sum_{i=1}^N f_i i$ 는 면적에 대한 평균 결정립크기를 나타내며, N은 최대 결정립크기 또는 결정립 분포범위를 나타낸다. 여기서  $\sum_{i=1}^N f_i i$ 는 보통 일반적으로 말하는 뜻수에 대한 평균 결정립크기와는 다른 개념인 면적에 대한 평균값임을 주의해야 한다. 이러한 면적에 대한 평균값은 대개의 경우 보통의 평균값보다 상당히 큰 값을 나타낸다. 즉, power law 함수의 지수 n은 N과  $\sum_{i=1}^N f_i i$ 의 비로서 나타낼 수 있다.

식 (6)의 결과를 다시 power law 함수의 지수 n에 대입함으로써 다음과 같은 간단한 식으로 나타낼 수 있다.

$$P(u) = P_M \left(1 - \frac{u}{u_c}\right)^{\frac{2N}{m} - 1}, \quad m = \sum_{i=1}^N f_i i \quad (7)$$

이상과 같이 Green의 식<sup>15)</sup>을 이용하여 전개함으로써 식 (2)를 보다 간단한 식 (7)로 나타낼 수 있으며, 새로운 모델이 의미하는 바를 확실하게 나타낼 수 있다.

3. Bridging 응력함수모델의 검증

제 2장에서 제기된 bridging 응력함수모델의 이해를 위해 다음과 같은 두가지 특별한 경우를 설정하여 모델을 검증하였다. 이러한 경우들은 실제상으로는 만들어지기 어려우나, 모델의 요점인 결정립크기분포가 bridging 응력분포함수 또는 R-curve에 영향을 미친다는 사실을 체계적으로 설명하기 위하여 가상하여 도입한 것이다.

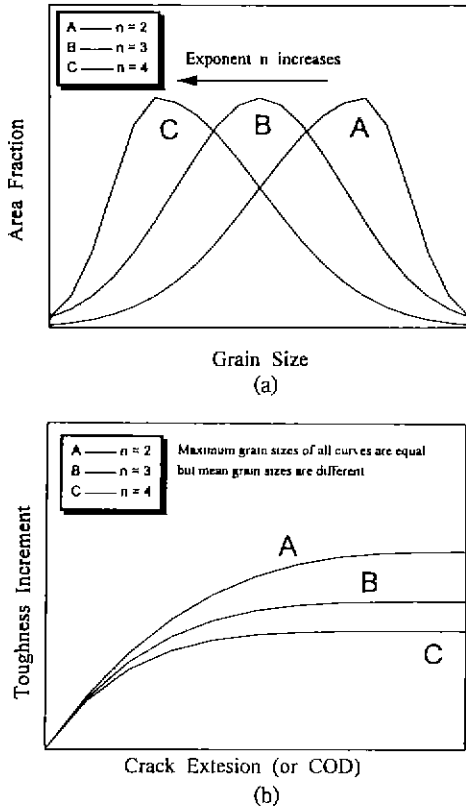


Fig. 1. (a) Imaginary grain size distributions of three aluminas which show the same range of the grain size distribution but the different average grain size. (b) Corresponding R-curves of the three aluminas in (a).

3.1. Case 1

이 경우는 결정립크기분포의 범위는 대개 비슷하나, 그 평균 크기는 차이가 있는 세 종류의 알루미늄에 대한 가상의 상황을 설명한 것이다. 이러한 상황은 같은 모재 분말로부터 소결조건만을 달리하여 성형된 평균 결정립 크기가 수십  $\mu\text{m}$  이상의 조대한 결정립크기를 갖는 대개의 알루미늄들의 실제 결정립크기분포와 흡사한 것으로<sup>36)</sup>, 충분히 실존할 수 있는 상황이다. Fig. 1(a)는 세 종류의 알루미늄의 결정립크기분포를 나타낸 것으로 A, B, C 순으로 결정립크기가 작아지며, 이에 따라 식 (7)에 의해 지수 n값이 증가함을 보여 주고 있다. 따라서 이를 Green의 식<sup>35)</sup>에 대입하여 최종적인 R-curve를 구하면, A의 분포를 갖는 재료가 가장 작은 n값을 갖게 되어 가장 우수한 파괴저항을 나타내게 된다(Fig. 1(b)). 이를 보다 간단하게 수식적으로 이해하기 위해서는 최종적인 파괴 저항의 증가분만을 나타내는 식 (4)를 도입하면 편리하

다. 즉, 식 (4)의 우변의  $P_M u_\infty / (n+1)$ 를 보면, Fig. 1(a)의 분포들은 그 분포범위가 모두 같으므로 bridging zone의 크기( $u_\infty, C_\infty$ )는 세 알루미늄에서 모두 같고,  $P_M$ 은 재료 고유의 값으로 고정되며, 다만 평균 크기의 차이로 인한 n값만 달라진다. 이로 인하여 최종적인 파괴저항의 증가분은 차이를 나타내게 된다.

지수 n이 재료의 미세구조와 관계없는 고정된 값을 가진다는 기존의 개념<sup>28,32)</sup>을 이용하거나 기존의 직선 모델<sup>29,37)</sup>을 이용할 경우에도 식 (5)로 나타내어지는 R-curve 상의 최대 증가분은 본 모델에 의한 값과 거의 차이가 없을 것이다. 그러나 본 모델에 의한 계산과정은 기존의 이론<sup>22,26,28,32)</sup>과는 다르다. 이를 다시 설명하자면, 어떤 이론을 적용하더라도 R-curve 상의 최대 증가분은 같은 결과를 얻을 수 있지만 R-curve 상의 초기점에서 최대 증가분까지의 변이구간(transient region)의 정확한 해석은 본 모델에 의해서만 가능하다는 것이다.

결국 Case 1에서의 요점은 기존의 이론으로도 결과를 충분히 설명할 수 있는 상황인 “결정립크기가 커짐에 따라 파괴저항이 좋아진다”는 일반적인 개념을 본 모델을 적용함으로써 그 결과는 물론, 그 과정까지도 정확하게 설명할 수 있다는 데에 있다. 즉, 기존의 개념을 이용할 경우에는 그 물리적인 의미를 완전하게 모르는 상태에서 n값을 임의로 결정해야 하는 단계를 반드시 거처야 하기 때문에 이러한 과정에서 많은 오류를 범하게 되는 가능성이 높다. 따라서 이러한 문제를 해결하기 위해 본 연구에서는 n값에 물리적 의미를 부여하고, 이를 수학적으로 전개하여 검증함으로써 보다 정확한 R-curve 산출과정을 제시하였다.

3.2. Case 2

Case 2는 평균 결정립크기는 같으나, 그 분포상태가 다른 두 알루미늄에 대한 경우이다. Fig. 2(a)에 A는 좁은 분포범위를, 그리고 B는 A보다 약 150% 더 넓은 분포 범위를 가지는 알루미늄을 나타내었다. 식 (6)에 의해 B가 A보다 n값이 더 크게 되고, 이로부터 최종적인 R-curve에서는 A가 B보다 우수한 파괴저항을 가질 것이라 예상할 수 있다. 따라서 같은 평균 결정립크기라도 그 분포가 좁을수록 우수한 R-curve 성질을 갖는다. 그러나 Fig. 2(b)에 나타나 있듯이 A가 B보다 약간 높은 곡선을 나타내고 있는 것은 사실이나, 그 차이는 미소하며, 결국에는 같은 값에 수렴하는 것을 알 수 있다. 그 증가분은 가장 차이가 많이 나는 곳에서도 약 5.4%에 지나지 않는다. 이러한 경향은 결정립크기분포의 범위의 차이가 더욱 커질지라도 크게 변하지 않는데, 이는 결정립크기

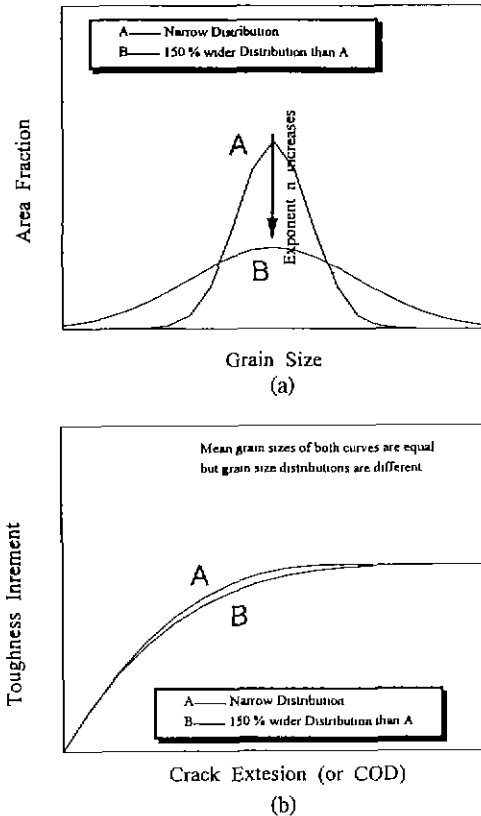


Fig. 2. (a) Imaginary grain size distributions of two aluminas which show the same average grain size but the different range of the grain size distribution. (b) Corresponding R-curves of the two aluminas in (a).

분포의 범위가 변하면 bridging zone 크기( $u_c$ ,  $C_c$ )도 변하기 때문이다.

결정립크기분포의 폭이 작아졌을 경우 발생하는 미소한 파괴저항의 증가가 R-curve 상의 변이구간(transient region)에서 발생한다는 데에 주목할 필요가 있다. R-curve 상의 변이구간은 pop-in 현상을 주도하는 구간으로 낮은 하중에서의 급작스런 파괴와 매우 밀접한 관계가 있다. 따라서 이러한 미소의 증가는 현격한 파괴인성의 증가를 가져오지는 못하지만 균열의 안정전파에는 큰 도움이 된다. 결론적으로 Case 2의 요점은 평균 결정립 크기가 비슷한 상황에서 좁은 범위의 결정립크기분포를 가지는 재료가 넓은 범위의 결정립크기분포를 가지는 재료보다 우수한 파괴저항을 나타낸다는 것이다.

이상과 같은 Case 1과 Case 2에서 제기된 경우들에 대해 종합해 보면, 첫째, 기존의 평균 결정립크기만을

고려한 모델<sup>22,26,28,29,32</sup>로도 설명이 가능한 것으로 평균 결정립크기가 클수록 R-curve 상의 파괴인성 증가분이 커진다는 것이고, 두번째로는 평균 결정립크기가 커면서 그 분포의 폭이 작을수록 파괴저항의 증가에 바람직하다는 것이다.

#### 4. 고 찰

결정립의 bridging에 의해서 발생하는 R-curve를 정량적으로 설명하기 위해 도입한 bridging 응력함수는  $P_M$ ,  $n$ ,  $u_c(C_c)$ 의 세 가지 상수로 대표될 수 있다(식 (1) 참조). 따라서 제 2장에서와 같이 새로 개발된 모델을 기준으로 세 상수 각각을 조사하였다.

먼저 peak stress,  $P_M$ 은 상당히 복잡한 형상을 하고 있으나<sup>34</sup>, 실제로는  $\lambda_c/l_0$ 와  $u_c/l_0$ 는 항상 일정한 상수이므로 결국  $P_M$ 은 잔류응력장( $\sigma_R$ )과 입계의 마찰계수( $\mu$ )의 영향만을 받는 것으로 볼 수 있다.  $\sigma_R$ 과  $\mu$ 는 비교하는 재료가 모두 같은 모양의 정방형 결정립구조를 갖는다면, 제조시의 열이력과 불순물 첨가 등의 영향만을 받을 뿐 결정립크기 또는 결정립크기분포와 같은 재료의 미세구조에는 전혀 영향을 받지 않을 것이다. 그러므로  $P_M$ 은 재료의 미세조직 특히 결정립크기 또는 결정립크기분포에는 전혀 영향을 받지 않는 진정한 의미의 재료상수로 볼 수 있다<sup>29</sup>.

한편, 기존의 연구들<sup>22,26,28,32</sup>에 의하면, bridging 응력함수를 구성하는 세 상수 중 bridging zone 크기( $u_c$ ,  $C_c$ )만이 결정립크기와 같은 재료의 미세구조에 영향을 받는 것으로 간주하고 있다. 그리고 지수  $n$ 에 대해서는 bridging 기구에 의해 결정되는 것으로서, 또는 별 의미없이 여러 값을 차례로 대입해 보는 수준의 단지 수학적인 조정상수로만 간주되었다<sup>28,32</sup>. 이러한 이유로 실제 재료 상수로서 고정된 값을 가져야 하는 peak stress( $P_M$ )가 여러 값으로 산란되는 결과를 낳았다<sup>22,26,28,29,32</sup>. 결국 기존의 연구들에서는 지수  $n$ 에 대한 고려가 없었던 것이 가장 큰 허점이었다. 기존의 연구들에서 지수  $n$ 값에 대한 논의가 없었던 것은 아니나<sup>28,33</sup>, 이러한 논의들은 "n값이 재료의 미세구조와 관련된 상수일 것이다"라는 단지 추측의 수준에 머무렀을 뿐 구체적인 이론을 제시하는 것까지는 발전하지 못하였다. 또 다른 문헌들에서는 본 연구에서의 주장과는 상반되는 것으로서 n값이 무의미하다고까지 보고하고 있다. 예를 들어 Cook 등<sup>30</sup>의 연구에서는 지수  $n$ 이 1을 넘으면 그 영향은 거의 없다는 잘못된 결론을 내렸고, Steinbrech 등<sup>32</sup>은 정확한 지수  $n$ 을 찾는 것은 무의미하다는 주장을 하고 있다. 그러나

본 연구에서는 지수  $n$ 을 재료의 미세구조를 나타내는 상수로 특징지음으로써 그간 추측으로만 제시되던 지수  $n$ 에 대한 의미를 이론적 근거에 입각하여 확정지었다. 본 연구에서 개발한 모델에 의하면,  $u_{\infty}(C_{\infty})$ 은 결정립크기에 의해 결정되는 미세조직학적 인자임과 동시에 지수  $n$ 도 결정립크기분포에 영향받는 재료의 미세조직학적 인자로 간주되고 있다. 이 모델을 이용하면 재료의 미세조직에 영향 받지 않는 고유의 재료상수인 peak stress를 구할 수 있다. 그러므로 이 모델을 개발한 목적은  $u_{\infty}(C_{\infty})$ 과  $n$ 이 모두 재료의 미세조직과 관련된 extrinsic 상수임을 밝힘으로써 재료의 intrinsic한 값인 peak stress를 정확하게 특정짓는 데 있다고 하겠다.

### 5. 요약

구조용 세라믹 재료에서 일반적으로 나타나는 R-curve 현상은 수학적으로 bridging 응력함수의 적분형태로 표현될 수 있으므로 정확한 bridging 응력함수를 구함으로써 정확한 R-curve를 산출할 수 있다. 따라서 최근 R-curve에 대한 대부분의 연구는 bridging 응력함수를 정의하고, 이를 이용하여 R-curve를 산출하는 데 집중되고 있다. 본 연구에서는 다결정 알루미늄에서 결정립크기 분포가 R-curve 거동에 미치는 영향을 정량적으로 예측할 수 있는 bridging 응력함수의 모델을 개발하였으며, 이 모델의 타당성을 조사하였다. 또한 두 가지 가상의 상황, 즉 평균 결정립크기는 같지만 분포가 다른 경우와 결정립크기의 분포범위는 같지만 평균크기가 다른 경우를 설정하여 본 모델의 유용성을 고찰하였다. 이러한 이론적인 모델의 정립으로 다결정 알루미늄의 미세조직학적 인자 중 결정립크기분포가 bridging 응력분포에 큰 영향을 미친다는 것을 제안하였으며, bridging 응력함수에서의 세 상수  $P_M$ ,  $n$ ,  $u_{\infty}(C_{\infty})$ 의 세 가지 상수의 의미를 정립하고 기존 다른 연구에서 나온 결과들과 비교 분석하였다. 이러한 bridging 응력함수의 모델링 연구는 다결정 알루미늄의 파괴현상을 미세구조와 연계하여 정량적으로 해석할 수 있는 연구로서 세라믹 재료의 미세 파괴기구의 체계적인 해석에 크게 도움을 줄 것으로 기대된다.

### REFERENCES

1. R.W. Steinbrech, "R-Curve Behavior of Ceramics," in *Fracture Mechanics of Ceramics*, Vol. 9, R.C. Bradt, D.P.H. Hasselman, D. Munz, M. Sakai, and V. Ya. Sha-

- vchenko eds., Plenum Press, New York, (1991) pp. 187-208.
2. A.G. Evans, "Perspective on the Development of High-Toughness Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(2), 187-206 (1990).
3. A.G. Evans, N.H. Burlingame, W.M. Kriven, and M.D. Drory, "Martensitic Transformations in Zirconia Particle Size Effect and Toughening," *Acta Metall.*, **29**, 447-56 (1981).
4. R.M. McMeeking and A.G. Evans, "Mechanics of Transformation Toughening in Brittle Materials," *J. Am. Ceram. Soc.*, **65**(5), 242-46 (1982).
5. M.V. Swain and L.R.F. Rose, "Strength Limitations of Transformation-Toughened Zirconia Alloys," *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**(7), 511-18 (1986).
6. L.R.F. Rose, "Kinematical Model for Stress Induced Transformation around Crack," *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**(3), 208-12 (1986).
7. C.S. Yu and D.K. Shetty, "Transformation Zone Shape, Size and Crack Growth-Resistance (R-Curve) Behavior of Ceria-Partially-Stabilized Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(6), 921-28 (1989).
8. D.B. Marshall, "Crack Shielding in Ceria-Partially-Stabilized Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(10), 3119-21 (1990).
9. C.S. Yu, D.K. Shetty, M.C. Shaw, and D.B. Marshall, "Transformation Zone Shape Effects on Crack Shielding in Ceria-Partially-Stabilized Zirconia (Ce-TZP) Alumina Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**(11), 2991-94 (1992).
10. A.G. Evans, "On the Formation of a Crack Tip Microcrack Zone," *Scripta Metall.*, **10**, 93-97 (1976).
11. A.G. Evans and K.T. Faber, "Crack-Growth Resistance of Microcracking Brittle Materials," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67**(4), 255-60 (1984).
12. M. Ruhle, A.G. Evans, R.M. McMeeking, P.G. Charalambides, and J.W. Hutchinson, "Microcrack Toughening in Alumina/Zirconia," *Acta Metall.*, **35**(11), 2701-10 (1987).
13. J. Rödel, E.R. Fuller, Jr., and B.R. Lawn, "In Situ Observation of Toughening Processes in Alumina Reinforced with Silicon Carbide Whiskers," *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**(12), 3154-57 (1991).
14. G.H. Campbell, M. Ruhle, B.J. Dalgleish, and A.G. Evans, "Whisker Toughening: A Comparison between Aluminum Oxide and Silicon Nitride Toughened with Silicon Carbide," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(3), 521-30 (1990).
15. P.F. Becher, C.H. Hsueh, P. Angelmi, and T.N. Tiegs, "Toughening Behavior in Whisker-Reinforced Ceramic Matrix Composites," *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**(12), 1050-61 (1988).

16. J. Homeny and W.L. Vaughn, "R-Curve Behavior in a Silicon Carbide Whisker/Alumina Matrix Composite," *J. Am Ceram. Soc.*, **73**(7), 2060-2062 (1990).
17. P.F. Becher, P. Angelini, W.H. Warwick, and T.N. Tieg, "Elevated-Temperature-Delayed Failure of Alumina Reinforced with 20 vol% Silicon Carbide Whiskers," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(1), 91-96 (1990).
18. H. Hubner and W. Jillic, "Sub-Critical Crack Extension and Crack Resistance in Polycrystalline Alumina," *J Mater. Sci. Eng.*, **12**, 117-25 (1977).
19. R. Knehans and R. Steinbrech, "Memory Effect of Crack Resistance during Slow Crack in Notched  $Al_2O_3$  Bend Specimens," *J. Mater. Sci. Lett.*, **1**(8), 327-29 (1982).
20. P.L. Swanson, C.J. Fairbanks, B.R. Lawn, Y.W. Mai, and B.J. Hokey, "Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics: I Experimental Study on Alumina," *J. Am. Ceram. Soc* **70**(4), 279-89 (1987).
21. G. Vekunis, M.F. Ashby, and P.W.R. Beaumont, "R-Curve Behavior of  $Al_2O_3$  Ceramics," *Acta Metall Mater.*, **38**(6), 1151-62 (1990).
22. J. Rödel, J.G. Kelly, and B.R. Lawn, "In Situ Measurement of Bridged Crack Interfaces in the Scanning Electron Microscope," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(11), 3313-18 (1990).
23. S.R. Choi, J.A. Salem, and W.A. Sanders, "Estimation of Crack Closure Stresses for In Situ Toughened Silicon Nitride with 8 wt% Scandia," *J. Am Ceram. Soc.*, **75**(6), 1408-11 (1992).
24. C.-W. Li, D.-J. Lee, and S.-C. Lui, "R-Curve Behavior and Strength for In-Situ Reinforced Silicon Nitrides with Different Microstructures," *J Am. Ceram. Soc.*, **75**(7), 1777-85 (1992).
25. M. Sakai, J.-I. Yoshimura, Y. Goto, and M. Inagaki, "R-Curve Behavior of a Polycrystalline Graphite: Microcracking and Grain Bridging in the Wake Region," *J. Am Ceram. Soc.*, **71**(8), 609-16 (1988).
26. X. Hu, E.H. Luts, and M.V. Swam, "Crack-Tip Bridging Stress in Ceramic Materials," *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**(8), 1828-32 (1991).
27. X. Hu and Y-W Mai, "Crack-Bridging Analysis for Alumina Ceramics under Monotonic and Cyclic Loading," *J. Am Ceram. Soc.*, **75**(4), 848-53 (1992).
28. B.R. Lawn and Y.W. Mai, "Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics: II. Theoretical Fracture Mechanics Model," *J Am. Ceram. Soc.*, **70**(4), 289-94 (1987).
29. S.J. Bennison and B.R. Lawn, "Role of Interfacial Grain-Bridging Sliding Friction in the Crack-Resistance and Strength Properties of Nontransforming Ceramics," *Acta Metall Mater*, **37**(10), 2659-71 (1989).
30. A.G. Evans, A.H. Heuer, and D.L. Porter, "The Fracture Toughness of Ceramics," in Fracture, Vol. 1, University of Waterloo Press, Ontario, Canada, (1977) pp 529-56.
31. R. Ballarini, S.P. Sab, and L.M. Keer, "Crack Growth in Cement-Based Composites," *Eng. Fract. Mech.*, **20** (3), 433-45 (1984).
32. R.W. Steinbrech, A. Reichl, and W. Schaarwchter, "R-Curve Behavior of Long Cracks in Alumina," *J Am Ceram Soc.*, **73**(7), 2009-15 (1990).
33. J.C. Hay and K.W. White, "Grain-Bridging Mechanisms in Monolithic Alumina and Spinel," *J. Am Ceram. Soc.*, **76**(7), 1849-54 (1993).
34. K.-S. Sohn, S. Lee, and S. Baik, "Analytical Modeling for Bridging Stress Function Involving Grain Size Distribution in a Polycrystalline Alumina," *J. Am Ceram. Soc.* **78**(5), 1401-05 (1995).
35. B.R. Lawn and T.R. Wilshaw, "Fracture of Brittle Solids," Cambridge University Press, London, U.K., (1976).
36. R.F. Cook, E.G. Limger, R.W. Steinbrech, and F. Deuerler, "Sigmoidal Indentation-Strength Characteristics of Polycrystalline Alumina," *J Am. Ceram. Soc.*, **77**(2), 303-14 (1994).
37. P. Chantikul, S.J. Bennison, and B.R. Lawn, "Role of Grain Size in the Strength and R-Curve Properties of Alumina," *J. Am Ceram Soc.*, **73**(8), 2419-27 (1990).
38. R.F. Cook, C.J. Fairbanks, B.R. Lawn and Y.W. Mai, "Crack Resistance by Interfacial Bridging: Its Role in Determining Strength Characteristics," *J. Mater. Res.*, **2**(3), 345-56 (1987).