Journal of the Korean Ceramic Society
Vol. 33, No. 5 pp. 602~615, 1996.

Double Cantilever Beam 방법을 이용한 다결정 알루미나의 Bridging 응력효과 해석
III. 다결정 알루미나의 Bridging 응력분포

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

Analysis of Bridging Stress Effect of Polycrystalline Aluminas Using Double Cantilever Beam Method
III. Bridging Stress Distribution of Polycrystalline Aluminas

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

본 연구에서는 다결정 알루미나에서 결정립 크기 분포가 R-curve 거동에 미치는 영향을 조사하기 위해 각기 다른 결정립크기분포를 갖는 세 종류 알루미나에서의 bridging 응력분포를 구하였다. 구체적인 실험방법으로는 균열열림변위 측정법을 이용하였으며, 이를 위해 주사전자현미경 진공챔버내에 설치된 *in-situ* 파괴장비를 이용하여 정지한 균열선단으로부터 균열열림변위를 측정하였다. 결정립크기가 매우 작은 재료에서는 측정결과가 Wiederhorn의 식에 잘 맞는 반면, 비교적 조대한 결정립크기분포를 갖는 재료에서는 Wiederhorn의 식에 의한 결과보다 낮게 측정되었다. 이러한 결과는 bridging 응력함수를 포함하는 DCB 최종결과식에 fitting되어 수치해석방법에 의해 정확한 bridging 응력분포를 구하는 데 이용되었다. 이 때 bridging 응력함수로서 새로운 bridging 응력함수모델과 함께 기존의 경험식인 power law 함수를 적용하였으며, 이에 따른 각각의 결과를 비교 분석함으로써 새로운 모델의 타당성을 입증함과 동시에 power law 함수의 지수 n이 결정립크기분포와 관련되는 상수임을 증명하였다. 이러한 이론적인 모델의 정립으로 미세조직학적 인자, 즉 결정립크기분포가 bridging 응력분포에 큰 영향을 미친다는 것을 밝혔으며, 이를 토대로 다결정 알루미나의 파괴현상을 미세구조와 연계하여 정량적으로 해석할 수 있었다.

ABSTRACT

The purpose of the present study is to investigate the microstructural effect on the R-curve behavior in three aluminas with different grain size distributions by analyzing the bridging stress distribution. The crack opening displacement (COD) according to the distance behind the stationary crack tip was measured using an *in situ* SEM fracture method. The measured COD values in the fine-grained alumina agreed well with Wiederhorn's solution, while they deviated from Wiederhorn's solution in the two coarse-grained aluminas because of the increase of the crack closure due to the grain interface bridging in the crack wake. A numerical fitting procedure was conducted by the introduction of the power-law relation and the current theoretical model, together with the measured COD's, in order to obtain the bridging stress distribution. The results indicated that the bridging stress function and the R-curve computed by the current model were consistent with those computed by the power-law relation, providing a reliable evidence for the bridging stress analysis of the current model. The strain-softening exponent in the power-law relation, n, was calculated to be in the range from 2 to 3, and was closely related to the grain size distribution. Thus, it was concluded from the current theoretical model that the grain size distribution affected greatly the bridging stress distribution, thereby resulting in the quantitative analysis of microfracture of polycrystalline aluminas through correlating the local-fracture-controlling microstructure.

Key words: *R-curve behavior, Bridging stress, Crack opening displacement (COD), In situ SEM fracture method, Strain-softening exponent, Grain size distribution*

1. 서 론

본 연구의 목적은 결정립 bridging의 정확한 기구의 정립과 더불어 이러한 기구에 대한 해석적 모델의 도입을 통해 단상 다결정 세라믹 재료에서의 R-curve 현상을 재료의 미세조직학적 견지에서 해석함에 있다. 이전의 대부분의 구조용 세라믹 재료들에 대한 연구들이 재료의 미세구조 등을 고려하는 재료학적 견지에서 이루어졌다기보다는 주로 연속체 역학적(continuum mechanics)인 관점에서 행해졌던 점을 감안한다면, 본 연구는 파괴특성의 정확한 해석에 큰 도움을 줄 수 있으리라 기대된다. 이러한 목적을 실현하기 위한 이론적 기반으로서 본 논문의 Part I에서 bridging의 정확한 기구를 수학적으로 설명할 수 있는 모델을 정립하였으며, Part II에서는 모델을 적용할 시험방법을 개발한 바 있다. 새로운 모델은 재료의 미세조직학적 요소인 결정립크기분포를 bridging 응력함수 자체에 포함시킴으로써 재료의 미세구조가 bridging 응력분포에 미치는 영향을 수식적으로 이해하는데 큰 도움을 주며, bridging 응력분포를 정성적 및 정량적으로 설명할 수 있어 이론에 기초를 두지 않은 단순한 경험식인 기존 power law 함수를 대치할 수 있을 것이다. 또한 이 모델을 기존의 방법보다 더욱 발전한 형태의 새로운 double cantilever beam(DCB) 방법에 적용함으로써 정확한 bridging 응력분포를 구하는 방안도 제시되었는데, 새로운 DCB 방법은 기존 DCB 방법과는 달리 균열주변에 형성되는 wake(=bridging zone)에 의한 균열닫힘을 감안한 것으로, 이러한 DCB 방법을 이용하여 균열의 각 위치에서의 COD를 측정함으로써 정확하게 bridgmg stress를 구할 수 있다.

본 연구에서는 이러한 이론모델과 DCB 시험방법의 실증을 위해 서로 다른 결정립분포를 가지는 세 종류의 다결정 알루미나를 제조하고 DCB 형태의 시편으로 가공한 후 *in situ* 파괴시험기기[1-3]를 이용하여 균열의 각 위치에서 COD를 측정하였으며, 그 결과로부터 regression fitting 방법을 이용하여 bridging 응력 및 R-curve를 구하였다. Regression fitting 과정에서는 Part II에서 제시한 기존의 power law 함수를 이용한 DCB 방법과 새로 개발된 이론모델을 이용한 DCB 방법을 같은 시편에 대해 각각 적용하였다. 이렇게 적용하여 얻은 결과들을 서로 비교, 분석함으로써 이론모델의 타당성을 검증하였으며, 동시에 결정립크기분포 등과 같은 재료의 미세조직학적 인자가 bridging 응력분포, 즉 R-curve 현상에 미치는 영향을 체계적으로 조사하였다.

2. 실험방법

2.1. 알루미나 제조

본 연구에 사용된 세라믹재료는 결정립크기가 서로 다른 고순도, 고밀도 알루미나로서 세가지 배치(batch)로 나뉘어져 제조된 것이다. 알루미나 원료분말은 Sumitomo사로부터 구입한 고순도(99.999%)의 분말(모델명 ; AKP 3000)이며, 1650℃, 1시간(칸탈로 사용, 대기중), 1750℃, 10시간(텅스텐로 사용, 아르곤 분위기), 1800℃, 12시간(텅스텐로 사용, 아르곤 분위기)의 세 방법으로 소결하였다. 알루미나 시편들이 비슷한 상태의 잔류응력장을 가지게 하기 위해 1500℃에서 3시간 어닐링(annealing)하였다. 이와 같은 방법으로 제조된 세 알루미나 시편들은 모두 99% 이상의 높은 이론밀도를 가진다.

알루미나 시편제조과정을 Fig. 1에 나타내었다.

제조된 알루미나 시편들의 결정립크기분포를 영상분석기(image analyzer)를 이용하여 각각 총 1000개 이상의 결정립을 포함하는 모집단으로부터 산출하였으며, Fig. 2

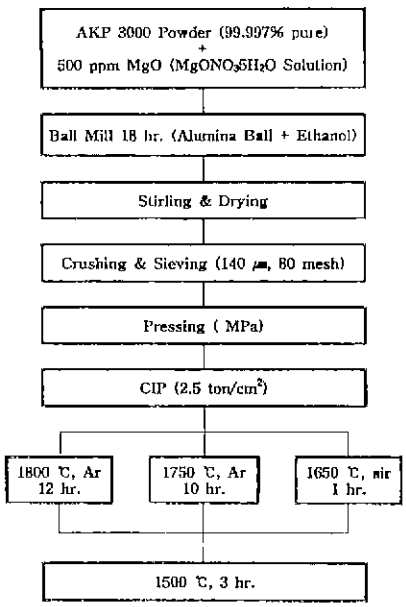

Fig. 1. Flow chart of the procedure of powder processing and sintering of polycrystalline aluminas.

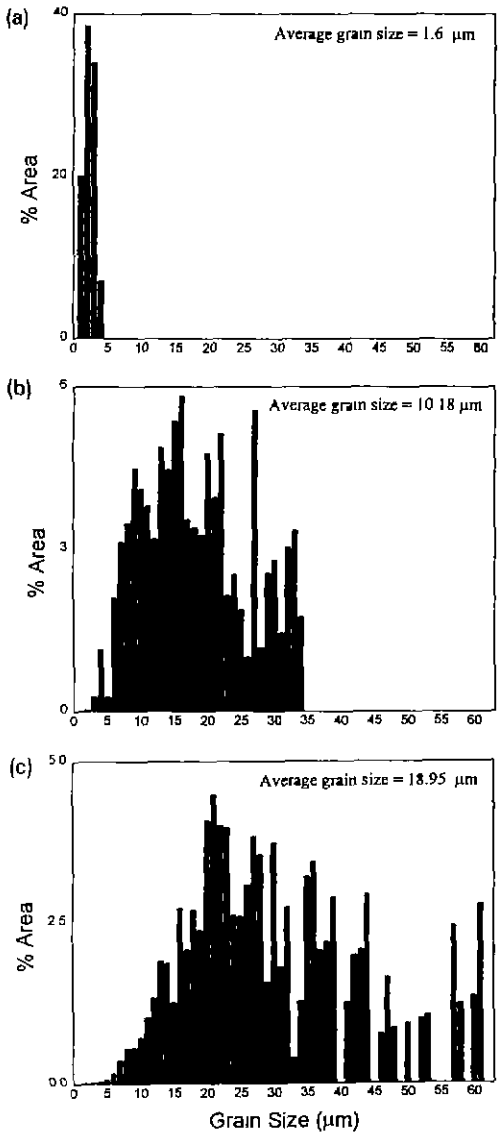

Fig. 2. Grain size distribution of three polycrystalline aluminas. Their average grain sizes were measured to be (a) 1.6 μm, (b) 10.2 μm, and (c) 19.0 μm.

(a)~(c)에 나타내었다. 비교적 낮은 온도와 짧은 시간 소결하면 미세한 결정립크기(약 1.6 μm)를 가지나(Fig. 2(a)), 소결온도가 높아지고 소결시간이 길어지면 결정립 크기는 크게 증가하여 10.2 μm와 19.0 μm의 평균결정립 크기를 보인다(Fig. 2(b)~(c)). 본 연구의 Part I에서의 모델에서는 수학적인 전개의 편의상 모든 결정립들의 형상을 정사각형으로 가정했기 때문에 평균결정립크기는

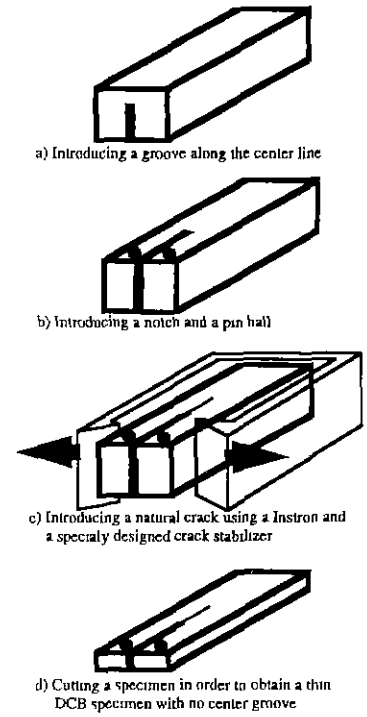

Fig. 3. Preparation procedure of the DCB specimen used.

결정립의 형상을 정사각형으로 가정했을 때의 한변의 길이를 나타낸다. Fig. 2(a)~(c)에서 결정립분포가 평균 결정립크기보다 다소 큰쪽으로 치우쳐 있으나, 이는 분포가 돗수에 의한 것이 아니고 면적분율에 의한 것이기 때문이다. 즉, 평균결정립크기는 단순히 돗수에 의한 산술평균값이고, 분포는 면적분율에 의한 것이므로 상당한 차이를 보이게 된다.

2.2. DCB 시편의 제작

세라믹 재료에서의 균열형성 및 전파시험은 세라믹 특유의 취성때문에 매우 어렵다. 특히 DCB 시편의 경우 더욱 어려운데, 시험이 정확하게 이루어지려면 균열전파가 DCB 시편의 정중앙으로 똑바로 진행되고 급격한 파단을 일으키지 않으면서 서서히 일어나야 한다. 그러나 똑 바른 균열생성은 거의 불가능하며, 따라서 균열의 안정전파(stable crack growth)도 기대하기 힘들다. 이러한 문제를 해결하기 위한 일반적인 방법은 시편 중앙에 홈(guiding groove)을 도입하는 것이나, 이 경우 홈이 없는 DCB 시편에서의 해(solution)를 적용하면 잘 맞지 않는 단점이 있다. 그럼에도 불구하고 대부분의 연구자들[4-6]의 시험은 홈을 도입한 DCB 시편을 사용하고, 그

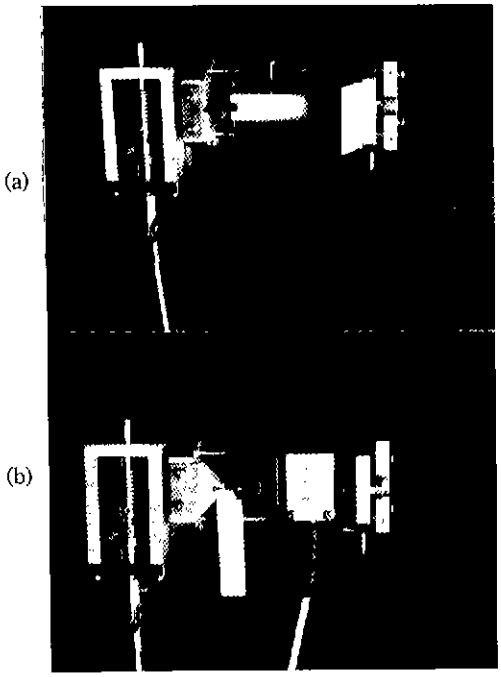

Fig. 4. *In situ* fracture stage inserted into the vacuum chamber of an SEM, showing (a) the wedge-type loading stage and the stabilizer and (b) the applied load double cantilever beam (AL-DCB) specimen set-up.

unit : mm

	Specimen 1	Specimen 2	Specimen 3
b	1.76	2.02	2.16
h	5.34	5.01	5.04
L	21.85	19.55	19.85
a	7.09	5.2	5.17
N	45.1	45.3	45.3

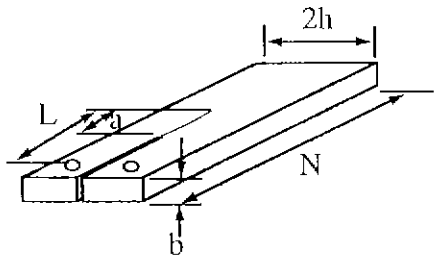

Fig. 5. Shape and dimensions of the DCB specimen used. (unit: mm)

분석은 홈이 없는 DCB 시편에서의 해를 이용하고 있다. 물론 Freiman[7]을 비롯하여 Wiederhorn과 Bolz[8], Chow와 Woo[9], 그리고 Wu[10] 등은 각각 독자적인 방법으로 홈이 도입되면서 야기되는 효과를 포함하는 해를 구하기도 하였지만, 그 신뢰도는 많이 떨어진다. 따라서 완벽한 DCB 분석을 위해서는 홈과 같은 불연속성(discontinuity)을 갖지 않으면서 중앙에 똑바른 균열을 포함하는 DCB 시편의 도입이 필수적이다.

본 연구에서는 이러한 DCB 시편들을 Fig. 3에 도시된 단계적인 방법을 이용하여 제작하였다. 우선 첫번째 단계로 비교적 두꺼운 시편에 두께 0.4 mm의 다이아몬드 휠을 이용하여 깊게 홈을 도입한다. 이 때 전체 두께에 대한 홈의 깊이는 균열이 똑바로 진전할 수 있도록 70% 이상이 되는 것이 좋다. 다음으로 시편 중앙에 노치를 도입하고, 시편의 한쪽 끝에 하중을 전달할 수 있는 하중점을 도입한다. 노치는 약 0.15 mm 두께의 다이아몬드 휠을 이용하여 시편길이의 약 1/3 정도까지 이르게 하며, 시편의 한쪽 끝은 loading stage와 연결될 수 있도록 가공한다. 다음 단계는 시편제조에 있어서 가장 중요한 단계로 DCB 시편에 똑바른 균열을 도입하는 단계이다. 비록 깊은 홈을 포함하여도 실제 하중을 가하면 균열이 똑바로 진행하지 않고 비스듬이 진행되거나, 똑바로 진행해도 안정한 균열전파가 일어나지 않고 급격하게 균열전파가 일어날 확률이 높다. 이를 방지하기 위해 wedge 형태의 loading stage와 Sakai 등[11,12]이 사용한 바 있는 균열안정기(crack stabilizer)를 도입하였다(Fig. 4 (a)). 균열안정기는 7075 알루미늄 합금으로 제작하였으며, 나사를 이용하여 하중부하시 DCB 시편의 양 측면을 눌러 줌으로써 균열이 똑바로 진전하게 하고, 그 진전을 조절할 수 있어 의도한 길이의 균열을 얻을 수 있다. 최종적으로 시편 하부의 홈이 있는 부분을 제거하여 홈이 없는 DCB 시편을 만든다. 여기에서는 시편절단시 시편에 가해질 응력과 절단 후 시편표면에 생성되는 잔류응력장의 최소화에 주의를 기울여야 하는데, 이를 위해 의도한 균열을 가진 시편을 에폭시 수지로 완전히 감싼 후 저속 다이아몬드 휠 절단기(low speed diamond wheel cutter)를 이용하여 낮은 하중으로 오랜 시간 서서히 절단하며, 절단 후 시편표면의 잔류응력장을 제거하기 위해 절단면도 관찰할 면과 같이 연마한다. 연마는 다이아몬드 분말을 이용하여 1 μm까지 행한다. Fig. 5는 본 연구에 사용된 알루미나 DCB 시편의 최종 정밀치수를 보여 준다.

2.3. *In Situ* SEM 파괴시험

Fig. 4(b)와 Fig. 6은 주사전자현미경(scanning electron

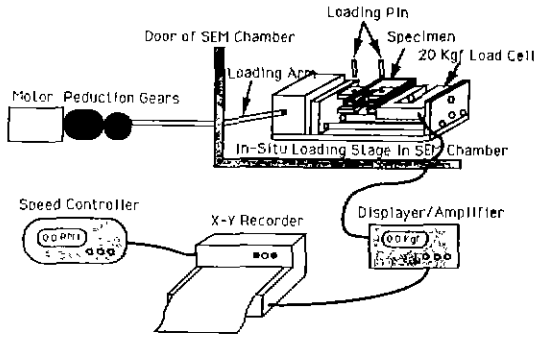

Fig. 6. Schematic diagram of the in situ fracture system which consists of a loading stage, a load cell, a motor, reduction gears, a speed controller, a displayer, and a recorder.

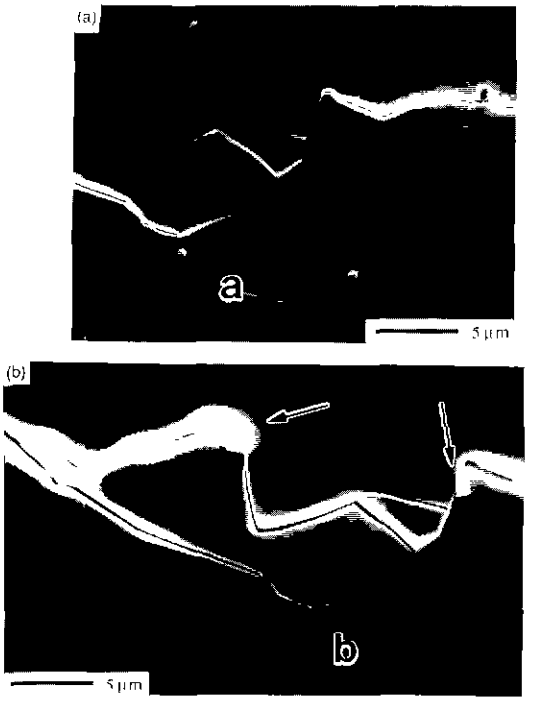

Fig. 7. A series of SEM micrographs at a crack interface of a polycrystalline alumina, showing grain bridging under stress intensity factor levels of (a) 3.5 MPa$\sqrt{m}$ and (b) 4.0 MPa$\sqrt{m}$. Arrows denote frictional contact points.

microscope ; SEM)의 진공 챔버내에서 파괴가 일어나는 과정을 직접 관찰하거나 정량분석을 병행할 수 있는 *in situ* 파괴시험장치를 보여 준다[1-3]. 하중은 챔버 밖으로 연결되어 있는 knob을 통해 수동으로, 또는 감속기 및 step motor를 이용하여 자동으로 일정한 속도를 유지하면서 가할 수 있으며, 이 때 load cell에 의해 측정된 하중값을 displayer와 recorder에 의해 기록할 수 있다. 또한 SEM 외부에 설치된 video tape recorder(VTR)과도 연결되어 있어 균열이 전파하는 과정을 VTR에 기록한 후 frame by frame 분석을 할 수 있다.

2.4. COD 측정

COD의 측정은 정지상태의 균열에 일정한 하중을 가하고, 균열이 완전히 멈춘 것을 확인한 후 노치선단으로부터 균열선단까지 약 5 mm 정도의 거리를 우선 200배 정도의 낮은 배율로 연속사진을 촬영한 후 사진에 대략 15개 정도의 위치를 미리 표시하고 각각의 위치를 찾아 5,000~30,000배 정도의 높은 배율로 균열열림값을 측정하였다. 이 때 COD의 측정은 하중방향과 수직인 균열부만으로 한정하였으며, bridge의 근처에서는 COD 값이 현격히 작은 값을 나타내기 때문에 그 부근에서의 측정은 피하였다.

2.5. Regression Fitting

2.4. 절에서와 같이 측정된 COD 값으로부터 bridging 응력을 구하기 위하여 본 논문의 Part II에서 유도된 식 (1), (10), (17)을 이용하여 regression fitting 과정을 수행하였다. Regression fitting은 least square method를 이용하였으며, 구체적인 searching 방법은 먼저 기존의 power law 식을 적용한 경우(Part II의 식 (1)과 (10)을 이용하는 경우)에는 fitting 상수가 C_∞, P_M, n이 된다. 따라서 C_∞의 초기값은 6 mm의 하한과 20 mm의 상한 사이에서 0.1 mm씩 증가시켰으며, P_M은 20 MPa에서 100 MPa까지 1 MPa씩, 또 n은 1에서 4까지 0.1씩 증가시켰다. 새로 개발된 모델을 적용한 경우(Part II의 식 (1)과 (17)을 이용하는 경우)에는 fitting 상수가 C_∞, P_M으로 두가지로 줄어든다. C_∞, P_M의 초기값은 power law식을 적용한 경우와 같고, 두 경우 모두에서 numerical factor, k는 1로 고정시켰다.

3. 실험결과

3.1. Bridging 기구

Fig. 7(a)~(b)는 다결정 알루미나에서 관찰되는 전형적인 결정립 Bridging을 보여 주는 사진이다. 결정립 bridging은 한개의 결정립에 의해 독립적으로 일어나지 않고 여러개의 결정립들에서 동시에 복합적으로 발생하고

있음을 알 수 있다. 이 사진들은 일정한 하중하에서의 결정립 bridging을 나타낸 것이기 때문에 하중이 제거된 상태에서 관찰된 결과들과는 달리 결정립 bridging 기구를 정확하게 규명할 수 있다. Fig. 7(a)은 응력확대계수(stress intensity factor)가 약 3.5 MPa$\sqrt{m}$가 되도록 하중이 가해진 상태에서 균열선단으로부터 약 1 mm 정도 떨어진 곳에서의 결정립 bridge를 보여 준다. 화살표로 나타낸 영역은 bridge로 작용하는 결정립들의 모서리 부분에서 극심한 마찰이 유발되는 형상을 나타내는데, 이러한 마찰은 균열닫힘을 일으키는 주된 원인이 되며, 'grain interface interlocking'으로 명명되고 있다. 또한 'a'로 표시된 부분의 미세균열은 bridge로 작용하는 결정립의 실제 마찰을 일으키는 윗부분이 아닌 아래부분에 형성된 것이다. 이는 bridge로 작용하는 결정립의 상층부에 작용하는 극심한 마찰력을 견디지 못한 결정립의 하부 입계가 갈라지는 현상으로 균열 측면에 걸리는 결정립 bridge에 의한 균열닫힘응력을 입증하는 결정적인 증거가 된다. Fig. 7(b)는 Fig. 7(a)의 영역이 하중의 증가에 의해 균열이 약간 진전한 후의 사진으로 이 때 응력확대계수는 약 4 MPa$\sqrt{m}$이며, 그 위치는 균열선단으로부터 약 1.6 mm로 멀려난 것이다. Fig. 7(a)의 화살표로 표시된 영역들은 여전히 완전히 분리되지 않고 극심한 마찰상태를 유지하고 있다. Fig. 7(b)에서 'b'로 표시된 부분은 Fig. 7(a)의 'a'로 표시된 부분이다. 여기서 Fig. 7(a)의 'a'에서의 미세균열은 상당히 벌어진 상태를 나타내고 있으나, Fig. 7(b)의 'b'에서는 미세균열이 거의 닫혀있는데, 이는 균열이 진전함에 따라 균열선단에서 멀어진 bridge들은 극심한 마찰력으로부터 해방되어 균열닫힘에 대한 기여도 줄어드는 현상을 의미한다. 즉, Fig. 7(b)의 bridge들은 Fig. 7(a)에서보다 낮은 균열닫힘 응력을 발휘하고 있음을 알 수 있다.

3.2. Regression Fitting

3.2.1. 미세한 결정립을 가지는 알루미나의 경우

일반적으로 결정립크기가 작아지면 bridging 효과는 감소하는 것으로 알려져 있다. Fig. 2(a)와 같이 평균결정립크기가 1~2 μm 밖에 되지 않는 재료의 경우 bridging 효과는 거의 무시할 수 있을 정도로 작아지며, 따라서 R-curve 현상도 나타나지 않는다고 알려져 있다[13]. Fig. 8은 Fig. 2(a)에 나타낸 평균크기 약 1.6 μm의 결정립크기분포를 가지는 알루미나의 균열열림변위의 측정결과이다. 균열열림의 측정은 시편에 가해 주는 하중값을 달리함으로써 세번 같은 자리에서 측정되었다. 화살표로 나타내었듯이 측정에 사용된 DCB 시편은 하중점(loading point)으로부터 약 14.6 mm 되는 위치에 노치선단, 그리고 약 21.5 mm 되는 위치에 균열선단이 위치하므로 측정 가능한 균열의 총 길이는 약 6.9 mm이다. 예상한 대로 균열열림은 균열선단에서 멀어질수록 점차 증가한다.

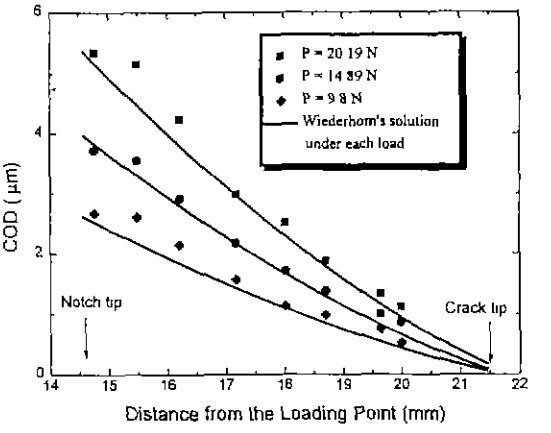

Fig. 8. Measured and predicted crack opening displacements vs the distance from the loading point (behind the crack tip) under three different loads, i.e., 20.19 N, 14.89 N, and 9.8 N, of an alumina with the average grain size of 1.6 μm. Solid lines represent Wiederhorn's solution.

Fig. 8에 실선으로 나타낸 세 곡선은 20.19N, 14.89N, 9.8N의 하중에서 Wiederhorn[8]의 결과식(Part II의 식(1))을 나타낸 것으로 본 연구에서의 측정결과와 거의 일치하는 경향을 나타낸다. 하중이 20.19N과 9.8N일 때 측정결과가 Wiederhorn의 결과식에서 약간 벗어나는 경향이 있으나, 이는 Wiederhorn의 결과식보다 낮아지지는 않는다는 점에서 큰 문제가 되지 않는다. Wiederhorn의 결과식은 완전한 탄성체에 균열열림에 대한 어떤 제약도 없다는 기본전제로 유도된 것이므로 Wiederhorn의 결과식에 의한 곡선이 실측치와 거의 일치한다는 사실은 측정에 이용된 평균크기 1.6 μm의 알루미나에서는 bridging 혹은 다른 어떤 R-curve 효과에 의한 균열닫힘도 전혀 없다는 것을 시사한다.

3.2.2. 중간 크기의 결정립을 가지는 알루미나의 경우

본 절에서 언급되는 재료는 Fig. 2(b)에 나타낸 결정립분포(평균결정립크기 ; 약 10.2 μm)를 가지는 알루미나이며, 면적에 대한 크기분포는 평균결정립크기보다 훨씬 오른쪽으로 치우쳐 있다. 이 알루미나에서는 R-curve 효과가 존재하기 때문에 균열열림의 측정결과에도 그 영향이 반영되었으며, Fig. 9(a)와 Fig. 10(a)의 실측 data로

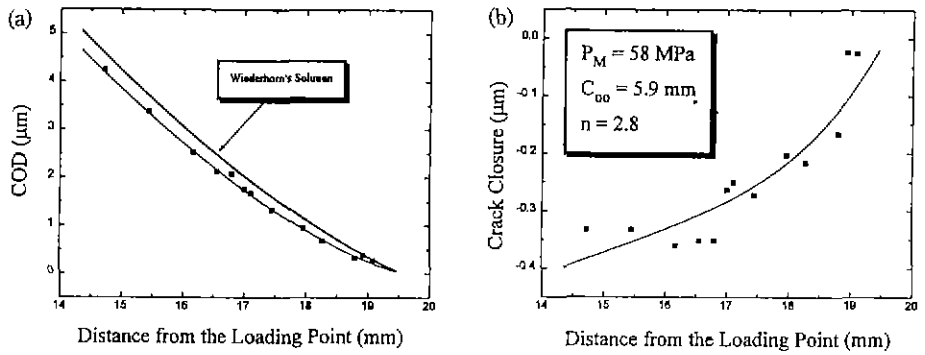

Fig. 9. (a) Measured and predicted crack opening displacements of an alumina with the average grain size of 10.2 μm vs the distance from the loading point (behind the crack tip) under the load of 32.24 N. The thick and the thin solid lines represent Wiederhorn's solution and the COD's predicted by Eq. (10) in Part II which is based on the power law function, respectively. (b) Crack closure data converted from the crack opening displacement data in (a). The solid line represents predicted values.

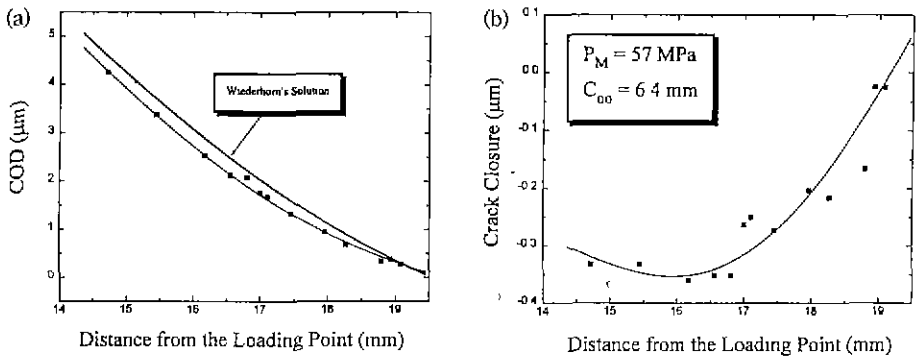

Fig. 10. (a) Measured and predicted crack opening displacements of an alumina with the average grain size of 10.2 m vs the distance from the loading point (behind the crack tip) under the load of 32.24 N. The thick and the thin solid lines represent Wiederhorn's solution and the COD's predicted by Eq. (17) in Part II which is based on the current model, respectively. (b) Crack closure data converted from the the crack opening displacement data in (a). The solid line represents predicted values.

부터 전 구간에서 실측된 균열열림값이 Wiederhorn의 결과식보다 낮은 것을 알 수 있는데, 이는 결정립 bridging에 의한 R-curve 효과로 인한 균열닫힘 때문이다. 이 경우 노치선단은 하중점으로부터 14.35 mm 되는 위치에, 균열선단은 19.46 mm 되는 위치에 있다. 본 연구에서는 이러한 실측값과 Wiederhorn의 결과식과의 차이를 수식화하여 계산함으로써 bridging 응력분포를 구하는 데 이용하였다. 그 과정에서 bridging 응력함수로 경험식과 새로운 모델을 각각 도입하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

Case 1(Power Law 경험식을 도입한 경우)

이 경우는 실측값을 Wiederhorn의 결과식(Part II의 식 (1))과 bridging에 의한 균열닫힘식(Part II의 식 (10))을 더한 식에 fitting 한 것이다. Part II의 식 (10)는 DCB 시편에 bridging 응력이 가해졌을 경우에 유발되는 균열닫힘을 나타내는 것으로, 이 때 계산과정에 필수적으로 들어가야 하는 bridging 응력함수로 power law 경험식을 채택하였다. Fitting 결과 peak stress(P_M)은 58 MPa, briging zone size(C_∞)은 5.9 mm, 그리고 exponent은 2.8로 산출되었다.

Fig. 9(a)에 Wiederhorn의 결과식(위의 굵은 실선), 실제측정치(점), fitting 결과(아래의 가는 실선)를 나타내었으며, fitting 결과는 실측치와 잘 일치하는 것을 알 수 있다. Fig. 9(b)는 Fig. 9(a)의 fitting 결과를 균열닫힘으로 환산하여 나타낸 것이다. Fig. 9(a)에서와 마찬가지로 실측치와 fitting 곡선이 잘 맞는 것을 알 수 있다.

Case 2(새로운 모델을 도입한 경우)

이 경우는 실측값을 Wiederhorn의 결과식(Part II의 식 (1))과 bridging에 의한 균열닫힘식(Part II의 식 (17))을 더한 식에 fitting시킨 경우이다. Part II의 식 (17)은 계산과정에 들어가는 bridging 응력함수로서 새로운 이론적 모델을 도입하여 구한 균열닫힘식이다. Case 1에서 power law 경험식을 채택하였을 때보다 식은 훨씬 복잡하지만, fitting 될 상수가 peak stress와 briging zone size 뿐이므로 fitting 과정은 Case 1보다 간단하다. Fitting 결과 peak stress(P_M)은 57 MPa, briging zone size (C_∞)은 6.4 mm으로 산출되었다.

Fig. 10(a)에 Wiederhorn의 결과식(위의 굵은 실선), 실제측정치(점), fitting 결과(아래의 가는 실선)를 나타내었으며, Case 1에서와 마찬가지로 fitting 결과와 실측치는 잘 일치한다. Fig. 10(b)는 Fig. 9(b)에서와 마찬가지로 계산결과를 균열닫힘으로 나타낸 것으로 실측치와 계산치가 잘 맞는 것을 볼 수 있다. Fig. 9(b)의 fitting 결과곡선은 균열선단에서 노치선단 쪽으로 가면서 균열닫힘이 단순증가하는 것에 비해, 이론적 모델을 도입한 경우의 결과인 Fig. 10(b)의 fitting 결과곡선은 노치선단 쪽으로 가면서 변곡하여 균열닫힘값이 약간 감소하는 경향을 보인다. 이러한 Case 1과 Case 2의 차이는 전체적인 균열열림값의 scale로 보면 큰 차이는 아니므로 무시할 수 있다. 그러나 Fig. 10(b)의 fitting 결과곡선이 Fig. 10(b)에서의 전체구간에서 벗어난 영역, 즉 노치선단을 지난 노치후반부에 가서도 계속 균열닫힘의 감소를

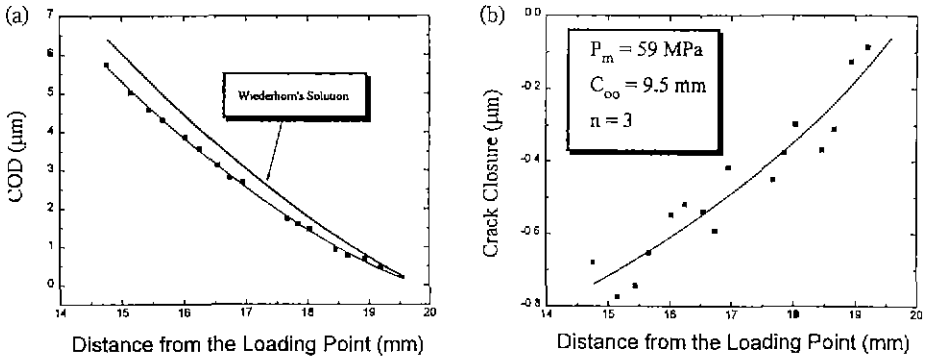

Fig. 11. (a) Measured and predicted crack opening displacements of an alumina with the average grain size of 19.0 m vs the distance from the loading point (behind the crack tip) under the load of 45.08 N. The thick and the thin solid lines represent Wiederhorn's solution and the COD's predicted by Eq. (10) in Part II which is based on the power law function, respectively. (b) Crack closure data converted from the crack opening displacement data in (a). The solid line represents predicted values.

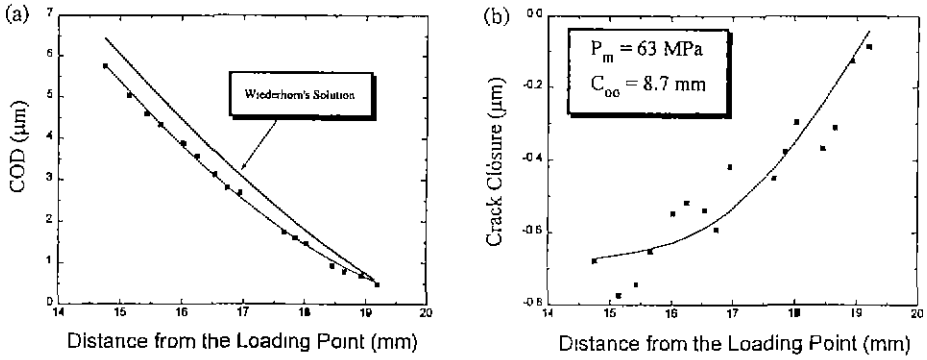

Fig. 12. (a) Measured and predicted crack opening displacements of an alumina with the average grain size of 19.0 μm vs the distance from the loading point (behind the crack tip) under the load of 45.08 N. The thick and the thin solid lines represent Wiederhorn's solution and the COD's predicted by Eq. (17) in Part II which is based on the current model, respectively. (b) Crack closure data converted from the crack opening displacement data in (a). The solid line represents the predicted values.

보인다면, 이는 현상학적으로 모순되는 현상으로서 Fig. 10(b)의 fitting 결과곡선식인 Part II의 식 (17)에 문제가 있는 것으로 볼 수 있다. 그러나 이러한 영역에서 Part II의 식 (17)에 의해 계산해 본 결과 더 이상의 감소 없이 점차 일정한 값에 수렴하는 것을 확인하였다. 이는 Part II의 식 (17)이 노치선단에서 특이점(singular point)를 가지는 특이함수(singularity fuction)로 이루어졌기 때문이다. 좀 더 자세히 설명하자면, Part II의 식 (17)의 여러 요소들 중에서 Fig. 10(b)의 fitting 결과곡선에서 노치선단 앞부분의 변곡현상을 유발하는 요소들이 노치선단을 지나 노치후반부로 가면 함수의 특이성(sigularity)에 의해 모두 소멸되기 때문이다.

3.2.3. 조대한 결정립을 가지는 알루미나의 경우

본 절에서 언급되는 재료는 Fig. 2(c)에 나타낸 결정립분포(평균결정립크기 ; 약 19.0 μm)를 가지는 알루미나이며, 그 분포범위가 매우 넓어 거의 60 μm에까지 이른다. R-curve 효과가 상당히 크게 나타나므로 균열열림 측정결과에도 그 영향이 3.2.2.절에서의 알루미나보다 크게 반영된다. Fig. 11(a)와 Fig. 12(a)에 Wiederhorn의 결과식에 의한 곡선과 실측된 data를 함께 나타내었다. 노치선단은 하중점으로부터 14.68 mm, 균열선단은 19.55 mm 되는 곳에 위치한다. 전 구간에서 실측값이 Wiederhorn의 결과식보다 낮다는 것은 3.2.2.절의 경우와 같으며, 그 차이의 정도는 3.2.2.절의 경우보다 더 크다. 이는 결정립의 크기가 증가하면서 결정립 bridging에 의한 R-curve 효과도 함께 증가하며, 이로 인한 균열닫힘이 더욱 커지는 것을 의미한다. 본 절에서도 3.2.2.절에서와 마찬가지로 실측값과 Wiederhorn의 결과식과의 차이를 수식화하고, 이를 계산함으로써 bridging 응력분포를 구하였다.

Case 1(Power Law 경험식을 도입한 경우)

시험절차는 3.2.2.절에서의 Case 1과 같으며, fitting 결과 peak stress는 59 MPa, briging zone size는 9.5 mm, exponent는 3으로 계산되었다. Peak stress와 exponent는 3.2.2.절의 Case 1에서의 결과와 비슷하지만, briging zone size는 상당히 증가되었다. Fig. 11(a)에 Wiederhorn의 결과식(위의 굵은 실선), 실제측정치(점), fitting 결과(아래의 가는 실선)를 나타내었으며, Fig. 11(b)은 Fig. 11(a)의 fitting 결과를 균열닫힘으로 환산한 것이다. 이 두 그림에서 실측치와 fitting 곡선은 잘 일치하는 것을 볼 수 있다.

Case 2(새로운 모델을 도입한 경우)

이 경우의 시험절차는 3.2.2.절에서의 Case 2와 같으며, fitting 결과 peak stress는 63 MPa, briging zone size는 8.7 mm로 산출되었다. Fig. 12(a)에 Wiederhorn의 결과식(위의 굵은 실선), 실제측정치(점), fitting 결과(아래의 가는 실선)를, 그리고 Fig. 12(b)에 Fig. 12(a)의 fitting 결과를 균열닫힘으로 환산한 결과를 나타내었으며, 이로부터 실측치와 fitting 곡선은 잘 맞는 것을 확인할 수 있다. 이번 경우에도 3.2.2.절의 Case 2에서와 같이 fitting 결과곡선은 노치선단 쪽으로 가면서 균열닫힘값의 증가가 줄어드는 현상을 나타낸다. 이러한 현상은 3.2.2.절에서 곡선이 완전히 변곡하여 균열닫힘값이 오히려 감소하는 것에 비하면 그 정도는 작다고 할 수 있으며, 따라서 이 현상은 무시될 수 있다.

4. 결과 및 고찰

4.1. Bridging 응력분포

Fig. 13(a)~(b)는 평균결정립크기 10.2 μm와 19.0 μm의

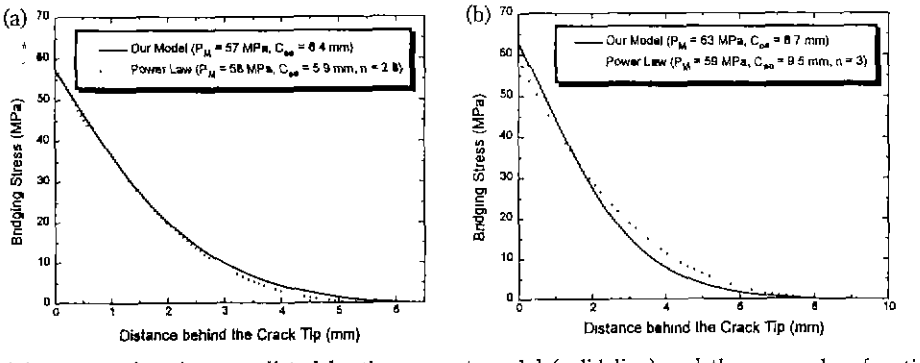

Fig. 13. Bridging stress functions predicted by the current model (solid line) and the power law function (dotted line) vs the distance from the crack tip for aluminas with the average grain size of (a) 10.2 μm and (b) 19.0 μm.

알루미나에서 균열 측면에 작용하는 bridging 응력분포를 각각 보여 준다. 점선은 regression fitting 과정에 기존 power law 함수를 대입하여 얻은 결과이며, 실선은 새로운 이론적 모델을 이용하여 얻은 결과이다. 즉, 점선은 3.2.2.절과 3.2.3.절에서의 Case 1의 결과인 peak stress, briging zone size, exponent를 power law 경험식(Part I의 식 (1))에 대입하여 계산한 것이며, 실선은 3.2.2.절과 3.2.3절에서의 Case 2의 결과인 peak stress와 briging zone size를 이론적 모델(Part I의 식 (8))에 대입하여 계산한 결과이다. 이 두 결과들은 서로 다른 경로를 통해 구해졌지만, 거의 일치하고 있는데, 이는 본 연구에서 개발된 모델의 신뢰도를 입증하는 결과이다. 또한 Fig. 13 (a)과 13(b)를 비교해 보면, peak stress 값은 큰 차이를 보이지 않으나, bridging zone size는 큰 차이를 보이며, bridging 응력분포의 형상, 즉 곡선이 감소하는 곡율은 비슷한 것을 알 수 있다. 다음에 이들 세가지 사항들에 대해 고찰하였다.

본 연구에서의 모델에 의하면 peak stress 값은 재료의 미세구조에 관계없는 재료상수이다. Peak stress는

$$P_M=\frac{\lambda_i}{l_i}\frac{u_{oc,i}}{l_i}\mu\sigma_R(2-2m) \qquad (1)$$

로 나타낼 수 있으며, 마찰계수, 잔류응력, bridging 결정립의 분율 등의 재료 고유의 성질을 나타내는 상수들, 그리고 재료의 미세구조를 나타내는 결정립크기, 결정립둘레길이, 최대 pull-out 길이 등의 상수들로 이루어져 있다. 따라서 peak stress는 표면상으로는 재료의 미세구조에 영향을 받는 상수로 보이나, 실제로는 미세구조의 변화에 상관없는 재료상수이다. 그 이유는 λ_i는 각 그룹의 결정립의 둘레길이를, 그리고 l_i는 각 그룹의 결정립의 크기를 나타내는 미세조직학적 인자들이지만, peak stress 식에는 이들은 '비율'로서 들어가므로 이들 상수의 영향은 어떤 결정립크기에서도 같은 값을 갖기 때문이다. 즉, 어떤 크기의 결정립이라도 그 둘레길이에 대한 크기의 비율은 일정하기 때문에 결정립의 형상이 변하지 않으면, 이러한 비율도 변하지 않는다. 한편 $u_{oc,i}$ (최대 pull-out 길이)와 l_i(결정립의 크기)의 비율 또한 결정립크기에 관계 없이 일정한 값이므로 결국 peak stress는 미세조직과 관계없는 재료의 고유상수가 된다. 따라서 평균결정립크기가 10.2 μm와 19.0 μm인 두 알루미나에서 구한 peak stress가 비슷한 값을 보이는 것으로부터 peak stress가 미세조직과 관계 없는 재료의 고유상수라는 사실을 다시 한번 확인할 수 있다.

Fig. 13(a)~(b)에서 bridging zone size는 큰 차이를 보인다. 이 bridging zone size에 대해서는 이전부터 결정립크기와 밀접한 관계가 있다고 알려져 있으며, 최근 Steinbrech[13] 등은 bridging zone size와 결정립크기는 직선적인 비례관계가 있다고 보고한 바 있다. 본 연구결과 평균결정립크기 10.2 μm의 알루미나에서는 bridging zone size가 약 5.9 mm(power law 경험식 적용)와 6.4 mm(이론적 모델 적용)가 되며, 평균결정립크기 19.0 μm인 알루미나에서는 약 9.5 mm(power law 경험식 적용)와 8.7 mm(이론적 모델 적용)가 되어 결정립크기의 증가에 따라 bridging zone size가 비례적으로 증가한다는 가설에 맞는 것을 알 수 있다.

다음으로 Fig. 13(a)~(b)에서 bridging 응력분포의 형상은 평균결정립크기에 관계 없이 같은 모양을 하고 있는데, 이는 power law 경험식을 이용하여 수식적으로 해석하여 설명할 수 있다. 즉, power law 경험식의 지수 n이 곡선의 전체적인 형상을 말해주는 인자이므로 n값이 비슷하면 그 형상도 거의 같게 된다. 따라서 Fig. 13(a)과 13(b)의 곡선이 같은 형상을 갖고 있다는 것은 n 값이 거의 비슷하다는 것을 의미한다. 실제 n 값이 Fig. 13(a)에서 2.8, Fig. 13(b)에서 3으로서 비슷한 값을 보이는 것으로 설명할 수 있다. 또한 본 논문의 Part I에서도 밝혔듯이 지수 n은 결정립크기분포를 나타내는 상수이므로 평균결정립크기가 다른 두 종류의 재료가 비슷한 형상의 bridging 응력분포를 가지면 결정립크기분포도 비슷할 것으로 예상할 수 있다. 실제로 두 알루미나의 결정립크기분포를 나타내는 Fig. 2(b)와 2(c)를 보면, 일반 알루미나 재료에서 흔히 볼 수 있는 unimodal 분포로서 거의 같은 형상을 하고 있다. 이를 보다 체계적으로 설명하기 위하여 Part I에서 언급한 바 있는 power law 경험식의 지수 n을 나타내는 다음 식을 도입하였다.

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

여기서 n은 최대결정립크기(N)와 면적분율에 대한 평균결정립크기$\left(\sum_{i=1}^{N} f_i\right)$의 비율에 의해 결정된다. 일반적인 평균결정립크기는 돗수에 의한 것으로 면적분율에 대한 평균결정립크기와는 큰 차이가 있다. 실제 돗수에 대한 평균결정립크기 10.2 μm인 알루미나(Fig. 2(b))의 면적에 대한 평균은 약 18.5 μm이며, 돗수에 대한 평균결정립크기 19.0 μm인 알루미나(Fig. 2(c))의 면적에 대한 평균은 약 30.5 μm이다. 식 (2)를 이용하여 두 종류의 알루미나에 대해 n값을 구한 결과 Fig. 2(b)의 재료에서는

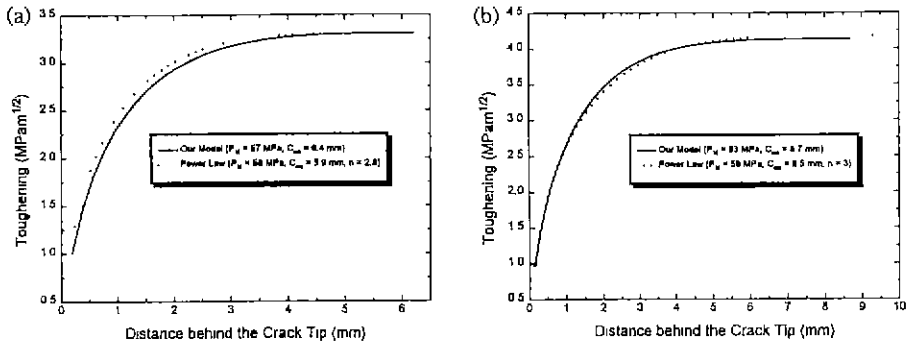

Fig. 14. Crack resistance curves predicted by the current model (solid line) and the power law function (dotted line) vs the distance from the crack tip for aluminas with the average grain size of (a) 10.2 μm and (b) 19.0 μm. These curves were calculated from the bridging stress functions in Fig. 13.

약 2.67, Fig. 2(c)의 재료에서는 2.99의 값을 보였다. 이 값들은 COD 측정으로부터 산출한 결과인 2.8과 3에 근접한다. n 값이 식 (2)에 의한 예상치나 또는 COD 측정으로부터 fitting 된 값 모두 재료에 상관 없이 비슷한 값에 근접한다는 사실은 결정립크기분포가 비슷하다는 사실외에도 정상적인 소결과정을 통해 얻어진 알루미나 재료는 unimodal 분포를 가지며(Fig. 2(b), (c)), 이 때 최대결정립크기는 평균결정립크기(면적분율에 대한 평균값)의 약 2배 정도가 된다는 것을 의미한다. 따라서 식 (2)으로부터 최대결정립크기가 평균결정립크기(면적분율에 대한 평균값)의 약 2배 이하가 되는 Hilert 법칙[15]을 따르는 대개의 알루미나에 있어서 n 값은 항상 2와 3 사이의 값을 갖는 것을 알 수 있다.

본 연구에서 개발된 모델은 bridging 응력분포의 형상이 결정립크기분포에 의해 결정된다는 것을 기본으로 제안된 것이며, 이러한 제안은 적절한 시험방법을 도입함으로써 확인되었다. 기존의 연구에서는 bridging 응력분포를 구성하고 있는 세가지 요소, 즉 최대 bridging 응력, bridging 영역의 크기, bridging 응력분포의 모양 중에서 최대 bridging 응력과 bridging 영역의 크기에 대해서는 많은 고려를 하였으나, bridging 응력분포의 모양에 대하여 거의 고려하지 않았다. 실제 bridging 응력분포의 모양은 R-curve의 모양, 즉 R-curve의 기울기와 직결되고, 이는 pop-in 현상[16]을 지배하는 요인이 되므로 bridging 응력분포의 모양에 대한 연구는 매우 중요하다. 본 연구에서의 모델은 이러한 bridging 응력분포의 형상에 대한 중요성을 강조하고, 해석하였다는데 의미가 있다.

4.2. R-curve 산출

Bridging 응력분포는 R-curve 현상를 이루는 주된 원인이므로 bridging 응력분포를 구하면 바로 R-curve를 구할 수 있다. 이를 수학적으로 설명하려면 Green[17]의 공식이 필요하다. 다음 식 (3)은 원래 균열열림(u)을 변수로 하는 Green의 공식을 본 연구에서 도입한 시스템에 적합하게 하기 위해서 균열의 길이(ΔC)에 대한 식으로 변형한 것이다.

$$\Delta K(\Delta C)=2\sqrt{(C_0+\Delta C)/\pi}\int_0^{\Delta C}\frac{P(y)}{\sqrt{(C_0+\Delta C)^2-(C_0+\Delta C-y)^2}}\,dy \quad (3)$$

C_0 : initial notch length

ΔC : crack extension

P(y) : bridging stress function

Fig. 14(a), (b)는 Fig. 13(a), (b)의 bridging 응력분포에 대하여 식 (3)에 의해 계산된 R-curve이다. 4.1.절에서의 bridging 응력분포에서와 마찬가지로 power law 경험식을 적용한 경우(점선)와 이론적 모델을 적용한 경우(실선)의 결과는 잘 일치함을 볼 수 있다. Saturated toughening 값은 Fig. 14(a)와 14(b)에서 각각 3.3 $MP\sqrt{m}$와 4.2 $MPa\sqrt{m}$로 나타나 Fig. 14(b)의 경우가 다소 높으며, R-curve의 영역도 bridging 영역이 큰 Fig. 14(b)에서 더 크다. 이로부터 결정립크기가 클수록 R-curve의 영역이 넓어지고, saturated toughening도 증가하는 것을 알 수 있다.

그러나 Fig. 14(a), (b)는 진정한 의미의 R-curve는 아니며, bridging에 의한 파괴인성의 증가분만을 나타낸 것이다. 따라서 알루미나의 실제 파괴저항(R-curve)은 Fig. 14(a), (b)에 나타난 것보다 일정한 값만큼 높은 값을 가지게 되며, 그 일정한 값이 바로 알루미나 고유의 파

괴인성(intrinsic toughness)이다. 이러한 관계는 다음 식으로 설명할 수 있다.

$$K_R(\Delta C)=K_o+K(\Delta C) \quad (6)$$

여기서 $K_R(\Delta C)$은 보통 R-curve라 불리워지는 것으로 여러 파괴인성측정법에 의해 직접 측정이 가능한 파괴인성값이며, 균열길이의 함수이다. K_o는 균열길이에 상관없이 항상 일정한 값인 재료의 고유 파괴인성값(intrinsic toughness)이며, $\Delta K(\Delta C)$는 본 연구에서 구한 toughening을 나타내는 것으로 bridging에 의한 파괴인성의 증가분이다. 이러한 관계를 이용하여 고유 파괴인성을 예측하고 COD 측정에 의한 R-curve 결과를 검증해 볼 수 있다. 윗 식의 균열길이에 bridging 영역의 크기를 대입했을 경우 식은 $K_R(C_\infty)=K_o+\Delta K(C_\infty)$로 바뀌게 된다. 이 때 $K_R(C_\infty)$는 R-curve상의 saturated toughness가 되고, $\Delta K(C_\infty)$는 본 연구에서 구한 R-curve의 파괴인성 증가분의 최대값이 된다. 평균결정립크기 19.0 μm인 알루미나(Fig. 2(c))에서 파괴인성 증가분의 최대값은 4.2 $MPa\sqrt{m}$ 이다(Fig. 14(b)). 이 값과 함께 본 연구에서 따로 측정한 saturated toughness(long crack toughness)인 6.4 $\pm$ 0.3 $MPa\sqrt{m}$ 를 식 (4)의 $K_R(C_\infty)$과 $K_R(C_\infty)$에 도입하여 실제 알루미나에서의 최대 파괴인성값(saturated toughness)을 예측할 수 있고, 따라서 고유의 파괴인성값은 약 2.2 $MPa\sqrt{m}$ 정도임을 알 수 있다. 이 값은 알루미나의 고유의 파괴인성값인 1.5~2.5 $MPa\sqrt{m}$ 과[18-21] 큰 차이가 없으므로 본 연구에서 행한 COD 측정에 의한 R-curve 결과는 타당한 것임을 확인할 수 있다.

4.3. Bridging 기구에 관한 고찰

다결정 알루미나에서 결정립 bridging에 대해서는 이미 잘 알려져 있다. 대부분의 연구자들은 결정립 bridging에 대해 기본적인 인식을 같이 하고 있으나, 국지적인 문제에 있어서는 차이를 보이고 있으므로 본 절에서는 이러한 문제들 중 비교적 크게 논란의 대상이 되는 (1) 알루미나의 합성시 형성되는 잔류응력장에 의한 영향과 (2) 입내파괴가 bridging 응력함수모델에 미치는 영향에 대해서 고찰하였다.

최근의 관찰 결과[20-22] 결정립 bridging에 있어서 가장 중요한 인자는 결정립계에 작용하는 잔류응력으로, 특히 압축잔류응력이 걸려있는 결정립에서 강력한 결정립 bridging이 일어난다고 알려져 있다. 본 연구에서의 결정립 bridging에 대한 모델 전개에서도 압축잔류응력의 효과를 기본전제로 하고 있다. 이러한 잔류응력장은 정방정이 아닌 육방정의 기본결정구조를 가지는 알루미나의 결정학적 구조의 이방성에 기인하는데, 이는 두 결정축에 대한 열팽창계수가 다르기 때문이다. 그러나 이러한 잔류응력의 효과는 단순한 관찰로는 알 수 없기 때문에 아직 논란의 대상이 되고 있다. 실제 Rice[23]등은 결정립 Bridging에 있어서 잔류응력의 효과보다는 오히려 결정립의 형상이 더 중요하다는 압축잔류응력효과의 무용론을 제기하였으며, 세라믹스 제조시 약간의 불순물을 첨가함으로써 결정립형상을 조정하여 결정립 bridging에 보다 유리한 형상을 가지게 하는 연구도 진행되고 있다[24]. 그러나 Hay와 White[25]는 결정학적 이방성에 따른 잔류응력장에 의한 영향은 확실히 존재하며, 이방성이 없는 정방정구조를 가지는 $MgAl_2O_4$ spinel 재료에서도 결정립 bridging 현상은 관찰되지만 결정학적 이방성을 가지는 알루미나에 비하면 그 정도가 매우 약하다고 하였다. 따라서 결정립 bridging에 있어서 결정립형상의 영향 못지 않게 압축잔류응력장의 영향도 크다는 것을 알 수 있다.

다음으로는 입내파괴가 bridging 응력함수모델에 미치는 영향에 대해서 고찰하였다. 일반적으로 높은 강도를 목적으로 하여 제조된 미세한 결정립구조를 가지는 알루미나의 파괴에 있어 입내파괴의 분율은 입계파괴의 분율에 비해 매우 낮아 고려의 대상이 되지 않는다. 그러나 강력한 R-curve를 얻기 위하여 제조된 알루미나의 경우에는 그 크기가 거의 100 μm에 이르는 조대한 결정립도 포함한다. 결정립이 커지면 입내파괴의 기회가 많아지고[13,25], 따라서 완전한 입계파괴만을 전제로 한 본 연구의 모델을 적용하기 어렵게 된다. 결정립크기분포를 bridging 응력분포에 최초로 연관시킨 Hay와 White[25]의 연구에서는 결정립크기분포에서 입내파괴분율을 제외시키는 방법을 도입하여 입계파괴의 영향을 중시하였다. 이러한 입내파괴 문제는 본 연구에서 개발한 모델의 모체가 되는 Bennison과 Lawn[22]의 직선모델의 경우에도 논의되었는데, 입내파괴가 결정립 bridging에 미치는 영향은 bridging 영역의 크기를 줄이는 정도로서 무시될 수 있다는 것이다. 이는 결국 입내파괴로 파단되는 결정립도 bridge로서 작용한 후 완전히 pull-out 되지 못한 채 입내로 파단된다는 것을 의미한다. 다결정 알루미나에서 입내파괴는 입계에 압축잔류응력이 걸려있어 입계가 분리되기 어려운 결정립에서 일어날 것이므로 결정립 자체에 제조시 형성된 결정적인 결함을 갖고 있는 특수한 경우를 제외하면 대부분의 입내파괴는 강력한 압축잔류응력이 걸려있는 결정립에서 발생한다고 생각할 수 있다. 또한 모델의 전개과정을 보면, 결정립 bridging도 결국 압축잔류응력이 큰 결정립에서 발생하는 것을 전제로

하기 때문에 입내파괴를 일으킨 대부분의 결정립들은 bridge로서 역할을 한 후 어느 시점에서 파단되었을 것으로 유추할 수 있다. 이 경우 bridge 자체가 완전하게 pull-out 되지 못한 상태에서 파단되므로 bridging 영역의 크기를 줄이는 효과를 가져오지만, 모델전개 자체에는 큰 영향을 주지 못한다. 이상으로부터 입내파괴의 영향은 크게 중요하지 않다고 결론지을 수 있으며, 본 연구에서도 Bennison과 Lawn[22]의 연구에서와 마찬가지로 무시하였다.

5. 결 론

1. 결정립크기가 서로 다른 두 알루미나에서 균열의 각 위치에 따라 측정된 COD 값을 새로운 이론적 모델식에 fitting 함으로써 bridging 응력분포와 R-curve를 수치해석방법으로 계산하고, 기존 power law 경험식에 의한 결과와 비교하였다. 두 방법에 의해 계산된 bridging 응력분포 및 R-curve는 거의 일치하였으며, 이로부터 새롭게 개발된 이론적 모델에 대한 타당성을 검증할 수 있었다.

2. 기존 power law 경험식에서 설명하지 못했던 미세조직학적 인자와의 상관관계, 즉 결정립크기분포가 bridging 응력분포에 큰 영향을 미친다는 것을 확인하였으며, 이를 토대로 다결정 알루미나의 파괴현상을 미세구조와 연계하여 정량적으로 해석할 수 있었다.

3. 결정립크기분포를 나타내는 인자인 power law 경험식의 지수(n)을 계산한 결과 대체로 unimodal 한 결정립크기분포를 가지는 조대한 알루미나의 경우 2~3의 값을 나타내었다.

4. Bridging 응력분포로부터 R-curve를 산출한 결과 평균결정립크기 19.0 μm인 알루미나에서 파괴인성 증가분의 최대값은 4.2 MPa$\sqrt{m}$, saturated toughness는 6.4 MPa$\sqrt{m}$ 이므로 고유의 파괴인성값은 2.2 MPa$\sqrt{m}$ 정도로 계산되었으며, 이 값은 실제값과 거의 일치하여 COD 측정에 의한 R-curve 결과는 타당한 것임을 확인할 수 있었다.

REFERENCES

1. K.-S. Sohn, S. Lee. and S. Baik, "Analytical Modeling for Bridging Stress Function Involving Grain Size Distribution in a Polycrystalline Alumina," *J. Am. Cerm. Soc.*, **78**(5) 1401-05 (1995).
2. K.-S. Sohn, S. Lee, and N.J. Kim, "*In-Situ* Observation of Microfracture Processes in an 8090 Al-Li Alloy Plate," *Mater. Sci. Eng. A*, **A163**, 11-21 (1993).
3. S. Lee, K.-S. Sohn, I.M. Park, and K. Cho, "Effect of Applied Pressure on Mechanical Properties of Squeeze Cast Mg Matrix Compmsites," *Met. Mater*, **1**, 37-46 (1995).
4. K.W. White and G.P. Kelkar, "Evaluation of the Crack Face Bridging Mechanism in a $MgAl_2O_4$ Spinel," *J. Am. Ceram. Soc.*, **74**(7), 1732-34 (1991).
5. P.S. Nicholson, "Constant-KI Double-Cantilever-Beam Test for Ceramic Materials," *J Am. Ceram. Soc.*, **73**(6), 1800-02 (1990).
6. G.D. With, "Small-Specimen Double-Cantilever-Beam Test Applicable to Monoliths and Joints," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(4), 710-12 (1989).
7. S.W. Freiman, D.R. Mulville, and P.W. Mast, "Crack Propagation Studies in Brittle Materials," *J. Mater Sci.*, **8**, 1527-33 (1973).
8. S.M. Wiederhorn, A.M. Shorb, and R.L. Moses, "Critical Analysis of the Double Cantilever Method of Measuring Fracture-Surface Energies," *J. App Phys*, **39** (3), 1569-72 (1968).
9. C.L. Chow and C.W. Woo, "Fracture Studies with DCB Specimen," *Int J. Frac.*, **16**(2), 121-31 (1980).
10. C.C. Wu, K R Mckinney, and D. Lewis, "Grooving and Off-Center Crack Effects on Applied-Moment Double-Cantilever-Beam Test," *J Am Ceram. Soc.*, **67** (8), C166-C168 (1984).
11. M. Saki and M. Inagaki, "Dimensionless Load-Displacement Relation and Its Application to Crack Propagation Problems," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**(3), 388-94 (1989).
12. Y. Maniette, M Inagaki, and M. Saki, "Fracture Toughness and Crack Bridging of a Silicon Nitride Ceramic," *J. Euro Ceram. Soc*, **7**, 255-63 (1991).
13. 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).
14. A. Reichl and R.W. Steinbrech, "Determination of Crack-Bridging Forces in Alumina," *J Am. Ceram. Soc.*, **71**(6), C299-C301 (1988).
15. M. Hilert, "Theory of Normal and Abnormal Grain Growth," *Acta Metall.*, **13**(3), 227-38 (1965).
16. D. Broek. "Elementary Engineering Fracture Mechanics," Martinus Nijhoff Pub., ch. 2 (1983).
17. B.R. Lawn and T.R. Wilshaw, "Fracture of Brittle Solids," Cambridge University Press, London, U.K., (1976).
18. J. Rodel, 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).
19. A. Reichl and R.W. Steinbrech, "Determination of

Crack-Bridging Forces in Alumina," *J Am Ceram. Soc.*, **71**(6), C299-C301 (1988).
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. 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).
22. 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)
23. R.W. Rice, "Comment on Role of Grain Size in the Strength and R-Curve Properties of Alumina," *J. Am Ceram Soc.*, **76**(7), 1898-99 (1993).
24. H. Kodaama and T. Miyoshi, "Fabrication and Fracture Behavior of Novel SiC Ceramics Having Rodlike Grains," *J. Am. Ceram. Soc.*, **75**(6), 1558-61 (1993)
25. J.C. Hay and K.W. White, "Grain-Bridging Mechanisms in Monolithic Alumina and Spinel," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**(7), 1849-54 (1993).