

Microcracking에 의한 세라믹 복합재료의 고인성화 특성

장 병 국 · 우 상 국

한국에너지기술연구소 에너지재료연구팀

Toughening Characteristic of Ceramic Composites by Microcracking

Byung-Koog Jang and Sang-Kuk Woo

Energy Materials Research Team, Korea Institute of Energy Research Taejeon, 305-343, Korea

(1998년 6월 11일 받음, 1998년 12월 3일 최종수정본 받음)

초 록 세라믹복합재료에서 microcracking 생성에 의한 고인성화특성을 규명하였다. Al_2O_3 - Y_2O_3 의 조성을 1600°C에서 hot-pressing 하여 등축상의 YAG상이 분산된 Al_2O_3 /(0~20) vol% YAG 복합재료를 제조하였다. 이 때 YAG상은 소결중에 Al_2O_3 와 Y_2O_3 와의 반응에 의해 생성되었다. 그리고 복합재료에서 microcracks의 생성과 이로 인한 파괴인성의 증진효과를 분석하기 위해서 SENB법에 의해 복합재료의 파괴인성 실험을 행하면서 AE(acoustic emission)에 의한 microcrack 생성의 검출을 행하였다. 시험편에서 발생하는 AE는 하중증가에 따라 증가하였고, 재료가 파단되기 직전에 특히, 많은 양의 AE가 발생하였다. AE발생은 알루미늄보다 복합재료에서 더 많이 검출되었다. 그리고 알루미늄에 비해서 복합재료의 파괴인성이 컸다. Al_2O_3 /YAG 복합재료에서의 주된 고인성화 기구는 하중인가시에 재료내에 발생한 microcracks의 합체, 성장에 의한 microcracking이었다. 그러나 알루미늄에서는 이러한 고인성화기구가 존재하지 않았다.

Abstract In order to investigate the toughening characteristic by microcrack formation in ceramic composites, Al_2O_3 /(0~20)vol%YAG composites containing equiaxed second grains were fabricated using Al_2O_3 - Y_2O_3 composition by hot-pressing at 1600°C. YAG phase was formed by reaction between Al_2O_3 and Y_2O_3 during hot-pressing. AE(acoustic emission) measurements have been coupled with fracture toughness experiments of SENB method, to evaluate the microcrack formation and the improvement in fracture toughness of ceramic composites. Formation of microcrack was detected by AE. The generation of AE events increased with increasing of load when load was applied at specimen. The AE events are generated mainly around at maximum load. Specially, the detected AE events of composites are many as compared with monolithic Al_2O_3 . Fracture toughness of composites was improved than that of monolithic alumina. Al_2O_3 /YAG composites exhibit main toughening effects by microcracking, resulting from mutual coalescence of microcracks being generated under applied load. However, there are few toughening mechanism like microcracking in monolithic alumina.

1. 서 론

공유결합, 이온결합과 같이 강한 결합을 이루고 있는 세라믹스는 금속에 비해서 전위이동에 의한 소성변형이 적기 때문에 취성의 성질을 나타내어, 응력부하시에 취성파괴를 나타낸다. 이러한 취성파괴를 극복하기 위해서는 파괴인성의 향상이 중요한데, 파괴인성의 향상을 위해서는 제조공정 제어 의한 미세구조제어가 필수적이다.^{1,2)} 일반적으로 monolithic 세라믹스의 파괴인성을 향상시키기 위해서는 2차상을 지지상재료에 분산시켜 복합재료화 하는 것이 유효한 방법중의 하나이다. 복합재료화에 의해서 세라믹재료의 파괴인성이 향상되는 고인성화 기구로서는, grain-bridging,³⁾ 상변태,⁴⁾ microcracking,⁵⁾ 등을 대표적으로 들 수가 있다. 여기서 grain-bridging은 whiskers, elongated grains, platelets의 강화재가 매트릭스에 2차상으로 존재할 때에 2차상에서 균열진전에 대한 bridging에 의해 주로 나타나고, 상변태에 의한 고인성화는 ZrO_2 의 마텐사이트

상변태를 이용한 것이고, 그리고 microcracking은 microcrack의 합체, 성장에 의해 일어나는 고인성화기구이다. 한편 세라믹에 강화재를 분산시켜 복합재료의 파괴인성의 특성향상에 관한 연구는 많이 수행되고 있지만, 고인성화 기구의 규명에 대한 연구는 미비한 편이다. 세라믹복합재료의 특성향상 측면에서, 고인성화기구의 하나인 microcracking 현상은 중요한지만, 세라믹파괴과정의 미시적인 접근에서 microcracking을 일으키는 데 출발점인 microcrack의 발생과 이에 대한 연구는 미미한 편이며, 모델링에 관한 연구가 일부 보고 되고 있다.^{6,7)} 일반적으로 재료에 하중이 걸리면 재료내부에는 microcrack이 발생한다고 알려져 있다.⁸⁾ 따라서, 본 연구에서는 세라믹 복합재료에서 파괴인성 시험시에 microcrack의 검출을 통하여 고인성화특성의 규명을 시도하였다. 그러나, 응력부하시에 재료내에서 생성되는 microcrack의 생성과정은 그리 간단한 문제는 아니지만, 비파괴검사법의 일종인 AE(acoustic emission)법에 의해서 재료내에서 발생하는 microcrack를 검출할 수가

었다. 이러한 AE수법은 최근에 재료의 신뢰성을 분석하는 재료평가의 수단으로 활발한 연구가 진행되고 있다.^{8~11)} AE법은 비파괴 검사방법의 일종으로 재료내에서 microcrack, 재료내부의 변형에 따르는 탄성파를 직접 검출하고 그 발생위치, 발생수, 신호강도로부터 개개의 발생된 microcrack 등을 동적으로 검출하고 평가하는 수법이다. AE는 원리적으로는 지진파와 같고, 재료중에 microcrack 이나 변형이 발생하면 탄성파가 방출되고, 세라믹재료내에서 초음파 대역의 탄성파로써 전파된다. 이 탄성파를 세라믹재료 표면에 부착시킨 압전소자를 사용한 AE 센서로 검출하고, 이 탄성파의 신호처리를 행함으로써 재료내의 microcrack의 발생이나 성장을 검출할 수가 있으므로 재료의 신뢰성 평가에 이용되어 왔다. 따라서, 고인성화기구의 하나인 microcracking은 응력부가시에 재료내에 발생하는 microcrack의 생성정도를 검출함으로써 평가 할 수가 있다. 본 연구에서는 입자 분산 강화 수법을 이용하여 알루미늄아 소결체 중에 YAG 상을 2차상으로 분산시킨 복합재료를 제조한 후, 파괴인성의 측정에 AE법을 적용하여 복합재료에서 microcrack의 발생을 검출하고 이들의 합체, 성장과정을 통해 생기는 microcracking에 의한 고인성화기구를 규명하고자 한다.

2. 실험 방법

본 실험에서 사용한 매트릭스의 원료분말로서는 일본 Taimei사의 99.99%순도이며 평균입경은 0.2 μ m인 Al₂O₃ 분말과 첨가제로서는 일본 Shin-Etsu Chemical사의 Y₂O₃ 분말을 이용하였다. Al₂O₃와 Y₂O₃를 메탄올 용매와, 알루미늄아 불을 사용하여 폴리에틸렌 용기내에서 24시간 동안 볼 밀링(ball milling)을 하였다. 혼합된 분말을 dry oven에서 24시간 건조시킨 후 유발에서 미세하게 분쇄하였다. 이렇게 준비된 혼합분말을 40×50mm의 카본몰드안에 넣고 hot-press 소결로에서 1600°C, 1hr의 조건에서 hot-pressing에 의해 소결체를 제조하였다. 복합재료화에 의한 파괴인성의 증진효과를 분석하기 위해서, 알루미늄아 매트릭스에 2차상으로 YAG (yttrium aluminum garnet, Y₃Al₅O₁₂)을 분산시킨 복합재료를 모델재료로 하였다. Al₂O₃/YAG 복합재료에서 YAG 분산량은 0, 5, 10, 20vol%로 하였다. 각 소결체의 경우, 잔류기공에 대한 파괴인성 특성치의 영향을 제거하기 위해서 상대밀도가 100%에 근접한 치밀한 소결체를 제조하였다.

파괴인성 시험은 SENB (single edge notched beam) 법을 이용하였으며, 시험편은 3×4×40mm의 크기로 가공하였다. 여기서 SENB용의 시험편은 노치 가공기를 이용하여 두께 200 μ m의 노치를 생성시킨후 0.1mm의 탄소강의 면도날과 0.3 μ m의 다이아몬드 페이스트를 이용하여 notch 끝의 선단을 곡률반경 : 10~20 μ m으로 하였다.

파괴인성 시험은 상부 span 10mm, 하부 span 30mm로 각기 7개의 시험편을 준비하여 상온 대기중에서 cross head speed 0.1mm/min의 조건하에서 4점 꺾임에 의한 파괴인성시험을 행함으로써 평균값으로 측정하였다. 시험편에 미

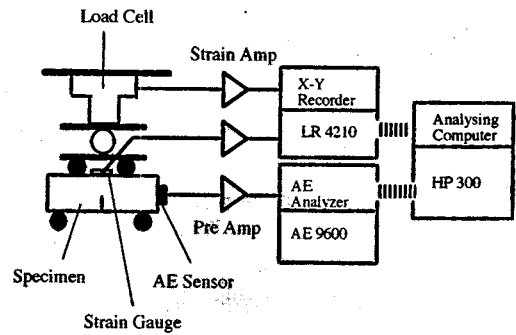


Fig. 1. Schematic diagram of AE(Acoustic Emission) measurement with fracture toughness test of SENB method.

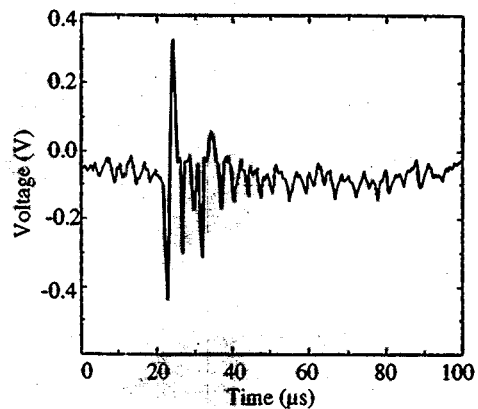


Fig. 2. Typical AE waveform.

리 도입한 노치균열 부근에서의 하중증가에 따른 변형량 (strain)을 검출하기 위해서 시험편의 윗면에 길이 5.0mm의 strain gage를 부착시켜서 하중을 증가시키기에 따라서 변형에 의해서 발생하는 strain의 크기를 측정하였다. 또한, 하중인가와 함께 예비균열 부근에서 발생하는 microcrack의 발생의 검출을 통한 고인성화 기구를 분석하기 위해서 AE수법을 적용하였다. 그림 1은 본 연구에서 사용한 AE 계측시스템의 구성으로서, 시험편의 한쪽면에 고감도 AE sensor (압전센서, Fuji ceramics)를 부착시켜 AE 신호의 계측을 행하였다. AE 센서는 하중의 증가에 따라서 시험편 내부에서 microcrack의 발생에 의해 생긴 AE를 표면 진동으로 검출하는 변환소자이다. 그리고 AE 센서로부터 출력된 미약한 전압을 pre-amp로 증폭시킨 AE 신호를 AE analyzer (NF사, AE 9600)에 입력하고 기록시켜 컴퓨터로 해석하였다. 그리고 X-Y recorder는 파괴인성 측정시 하중의 증가에 따른 재료의 변형량을 측정하기 위한 것이다. 그림 2는 알루미늄아재료내에 외부에서 응력을 가할 때에 발생된 대표적인 AE 신호파형의 예를 나타낸 것이다. 복합재료에서 알루미늄아 매트릭스내에 YAG 상의 분산 형태와 grain의 형상을 관찰하기 위해서 1500°C에서 thermal etching한 시험편을 SEM에 의해 관찰하였다. 또한 복합재료에서 균열전파시에 재료내에서 발생한 microcrack의 생성을 분석하기 위해서 균열이 진전된 시험편에서 SEM 관찰을 행하였다.

3. 결과 및 고찰

Al₂O₃/YAG 복합재료의 제조와 미세구조

그림 3은 1500°C에서 thermal etching을 행한 소결체에서 SEM 관찰에 의한 미세구조를 나타낸 결과이다. 그림 3(a)는 2차상이 존재하지 않는 알루미나만의 소결체 미세구조 사진인데, SEM 사진에서와 같이 Al₂O₃ matrix의 입자는 전형적인 등축상의 형태를 나타내었다. 소결중에 매트릭스인 Al₂O₃와 첨가제인 Y₂O₃와의 반응에 의해서 2차상인 YAG상의 생성정도와 이의 입자형상을 비교하기 위해

서 알루미나 매트릭스에 존재하는 YAG 분산량을 변화시킨 Al₂O₃/(5~20) vol% YAG 복합재료의 미세구조 결과를 그림 3(b)~(d)에 나타내었다. 미세구조결과에서, 진한 회색의 등축상의 입자가 매트릭스인 알루미나이고, 하얗게 보이는 등축상(equiaxed grain)의 입자가 소결시에 Al₂O₃와 Y₂O₃가 반응하여 생성된 YAG 상이다. 그림 3(a)의 알루미나에 비해, 그림 3(b)~(d)의 Al₂O₃/(5~20) vol% YAG 복합재료의 미세구조관찰에서 2차상인 YAG상의 존재에 의해서 알루미나의 결정립성장은 억제되어서 입경의 분포가 균일하고 평균입경이 작은 소결체를 가져왔다.

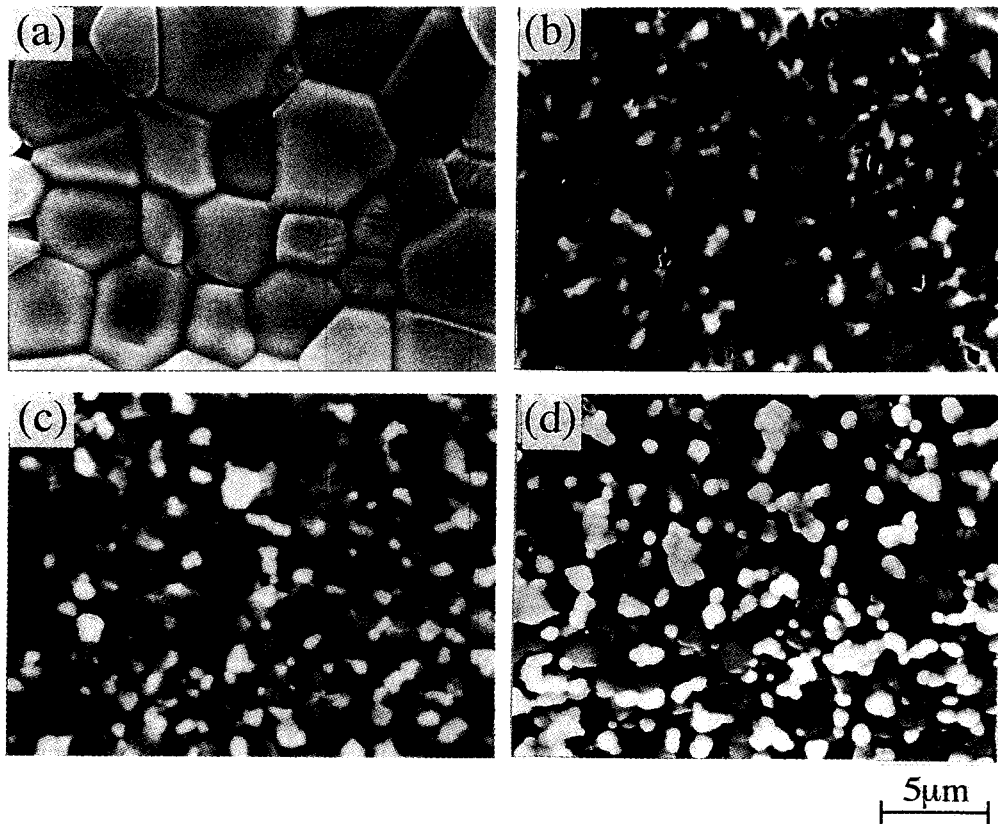


Fig. 3. SEM photographs of thermal etched surfaces of hot-pressed specimens; (a) alumina, (b) Al₂O₃/5vol%YAG composite, (c) Al₂O₃/10vol%YAG composite and (d) Al₂O₃/20vol%YAG composite.

파괴인성 실험과 AE의 검출

그림 4는 각각의 SENB 시편을 이용하여 그림 1에 준해서 파괴인성 측정을 행하면서 하중 (load)과 변형 (strain)과의 관계와, 발생하는 AE event (사상수)와 strain과의 관계를 나타낸 실험결과이다. 즉 그림 4(a)는 Al₂O₃ 소결체의 결과를, 그림 4(b)~(d)는 각각 Al₂O₃/(5~20) vol% YAG 복합재료의 결과를 나타내었다. 그림 4와 같이 파괴인성 측정시, 하중 (load)-변형 (strain)과의 관계는 파괴 (최대응력점)에 이를 때까지 거의 직선의 관계를 나타내었다. 재료의 파괴과정분석에서 응력을 가할 시에 발생하는 AE의 연구로부터, 일정한 폭을 가진 노치 균열을 도입한 재료(예, SENB, CT 등의 시편)에 외부에서 재료내에 응력을 가하면 crack 선단 부근에는 microcrack이 발생한다. 이 때에 microcrack의 생성시에 탄성파의 AE가 발생하여

이를 AE 검출용 센서에 의하여 검출하여 파괴과정을 해석하면 microcrack의 생성과 성장에 의한 고인성화 기구를 해석할 수가 있다.^{12~14)} 따라서 그림 4의 검출된 AE event와 strain과의 실험결과에서, 최대파단하중의 70~80% 하중단계까지는 AE event가 전혀 발생하지 않는 것으로 미루어 보아서, 이 경우에는 재료가 인가된 응력에 충분히 견디는 단계로 microcrack이 발생하지 않다가, 재료가 파괴되기 직전에 AE event curve가 급격히 상승하는 것으로 보아서 파단 직전에 microcrack이 다량 발생하여 최대의 하중에서 재료가 파괴되는 것으로 고려된다. 그림 4에서 소결체의 종류에 따라서, 재료내에서 발생하는 AE량이 다르고, Al₂O₃/YAG 복합재료에서도 YAG의 존재량이 많을수록 AE발생량이 증가한다는 실험결과는 복합재료내에서 microcrack생성에 의한 toughening이 존재할 가능성을 뒷

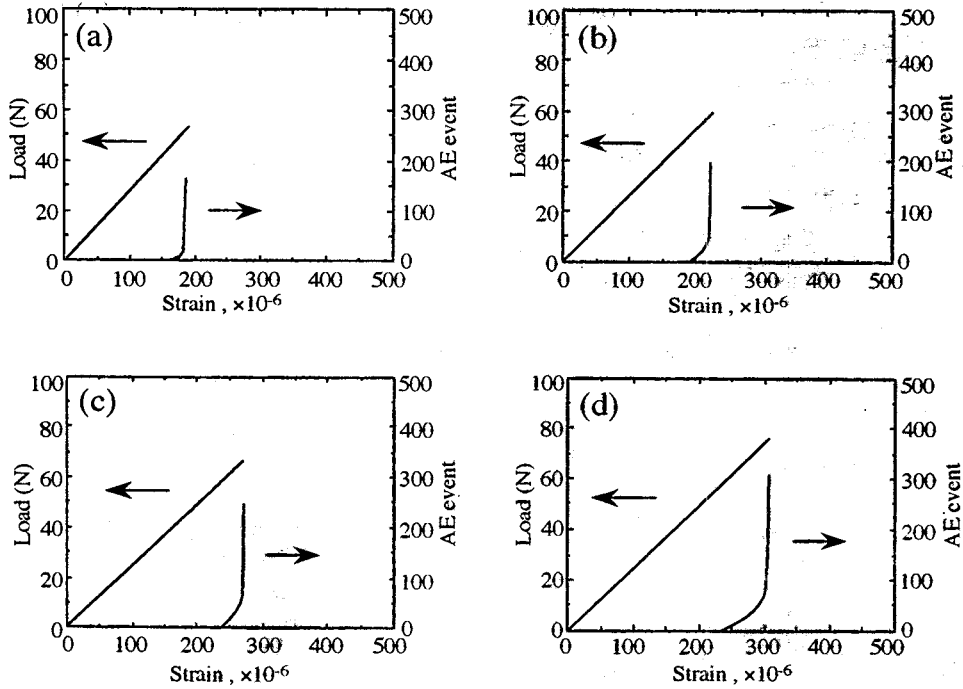


Fig. 4. Load-strain curve and AE event-strain curve at SENB specimens ; (a) alumina, (b) Al₂O₃/5vol% YAG composite, (c) Al₂O₃/10vol% YAG composite and (d) Al₂O₃/20vol% YAG composite.

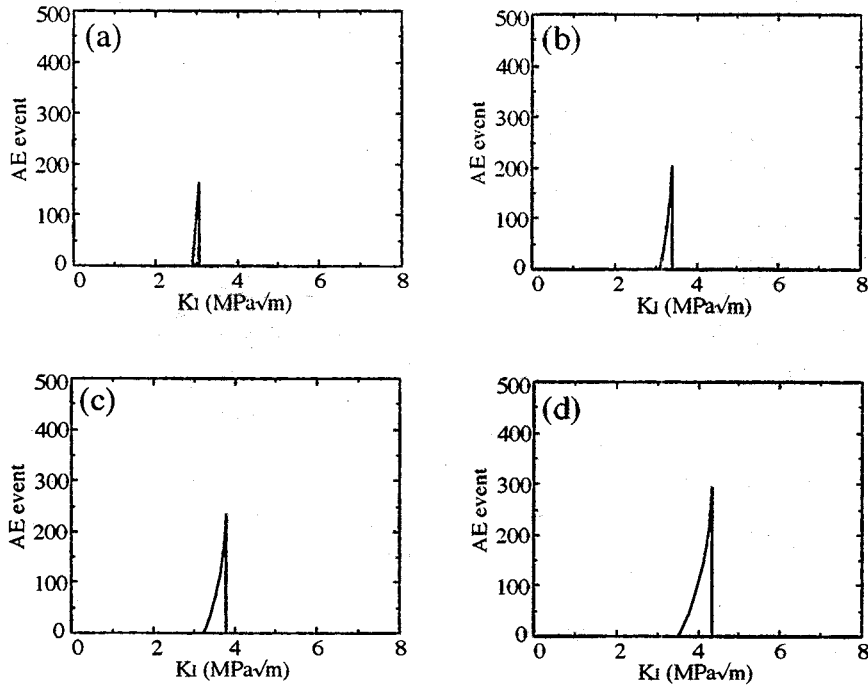


Fig. 5. The relationship of AE event-stress intensity factor(K_I) at SENB specimens ; (a) alumina, (b) Al₂O₃/5vol% YAG composite, (c) Al₂O₃/10vol% YAG composite and (d) Al₂O₃/20vol% YAG composite.

받침해 주고 있다. 그림 5는 그림 4의 파괴인성 실험에서 인가하중의 변수로부터 산출된 응력확대계수 (stress intensity factor, K_I)와 발생한 AE event와의 관계를 나타내었다. 여기서 응력확대계수의 값은 다음식에 의해서 산출하였다.

$$K_I = \frac{Y \cdot \sigma \cdot a^{0.5}}{(1-a)^{1.5}} \quad (1)$$

$$Y = 1.989 - 1.326a -$$

$$a \frac{(1-a)}{(1+a)^2} (3.49 - 0.68a + 1.35a^2) \quad (2)$$

$$\sigma = \frac{3P(L_1 - L_2)}{2bd^2} \quad (3)$$

여기서, a : 도입한 균열길이, P : 인가하중, Y : 형상인자, $\alpha = a/b$, L_1 : 4점 꺾임파괴인성 시험시의 하부 span 길이,

L_2 : 상부 span길이, b : 시편의 폭, d : 시편의 두께이다.

그림 5에서, 응력확대계수(K_I)의 초기영역에서는 AE의 발생은 거의 없으며, 응력확대계수(K_I)가 증가함에 따라 어느 시점에서부터 AE발생이 시작되고 AE는 급격히 증가하고 있는 경향을 나타내고 있으며, 이러한 경향은 알루미늄보다 복합재료에서 더 현저한 경향을 나타내고 있다. 여기서, 재료파단점에 있는 최대응력확대계수의 값이 그 재료의 파괴인성값을 나타낸다. 최대응력확대계수의 값은 알루미늄이나 약 $3.1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 에 비해 복합재료는 이보다 더 큰 값을 나타내며 YAG 분산량이 많을수록 증가한다. 그림 5에서, 재료내에서 발생된 AE가 응력확대계수(K_I)의 증가에 따라서 증가한다는 실험결과는 AE수법이 복합재료의 고인성화 평가에 유효한 수법임을 알 수가 있다. 일반적으로 재료내에 외부에서 인가하중에 따른 AE발생거동의 연구로부터, 시험편으로부터 검출한 AE생성량은 microcrack의 발생정보^{8,11)}를 나타내 주기 때문에, 그림 5의 결과처럼 응력확대계수증가에 따라서 AE생성량이 증가한다는 의미는, 바로 파괴인성의 증가는 microcrack발생량과 밀접한 관계가 있다고 볼 수가 있다. 본 실험의 복합재료에서 microcrack발생은 2차상으로 존재하는 YAG 상의 강화효과 때문에 현저하고, 이것은 바로 microcracking의 toughening으로 연결되어진다. 즉, 재료에 인가된 하중은 미시적인 관점에서 어떤 식으로든지 흡수, 소모되어야 하기 때문에 외부로부터 가해진 에너지는 바로 재료내에서 microcrack의 발생으로 소모되어지면서, macro scale 관점에서 재료는 외부응력에 견디면서 crack 선단에서의 응력집중을 감소시킴으로써 인해 파괴인성이 향상되는 것이다.

Microcracking에 의한 고인성화

그림 6은 본 연구의 복합재료에서 파괴인성의 증진효과를 분석하기 위해서 그림 5의 결과를 모식화하여 복합재료에서의 응력확대계수에 따른 AE 발생영역을 구분하여 나타내었다. 즉, 어느 응력확대계수점에서 최초의 AE가 검출되는 α 점과 재료가 파단될 때 최대의 AE를 발생시키면서 최대응력확대계수를 나타내는 γ 점, 그리고 α 점에서 γ 점까지 응력확대계수 증가에 따른 AE의 발생이 급격히 증가되는 β 영역의 3군데로 구분할 수가 있다. 그림 6의 AE event의 발생과 응력확대계수와의 관계에서, 최초의 AE event가 발생한 α 점의 응력확대계수는 재료의 고유파괴인성(intrinsic fracture toughness)으로 고려된다. 왜냐하면 응력의 증가에 따라 AE가 최초로 발생하는 α 점은 재료의 파단근원을 제공해주는 microcrack발생이 시작되는 점이기 때문에, 재료의 고유파괴인성으로 간주할 수가 있다. 그림 5에서 이러한 α 점은 알루미늄보다 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ 복합재료가, 복합재료에서도 YAG 분산량이 증가할수록 커짐을 알 수가 있다. 그리고 최대응력확대계수를 나타내는 γ 점이 바로 그 재료가 나타내는 파괴인성의 값인 것이다. 왜냐하면, 파괴인성은 재료의 질긴성질(toughness)을 나타내는 값이므로, 재료가 파단되는 최대응력확대계수의 값이 재료가 견디는 한계값인 것이다. 그리고 최대응력에서 재료가 파단할 때에는 순간적으로 발생하기 때문에 더 많은 외부에

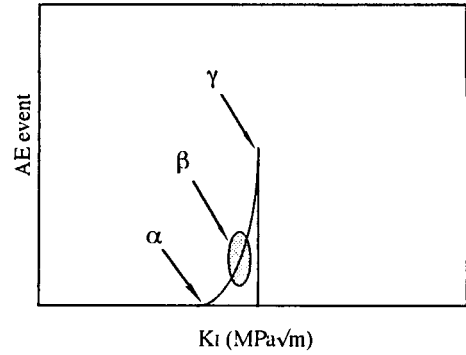


Fig. 6. Schematic diagram of AE event as function of stress intensity factor(K_I) at SENB specimens of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{YAG}$ composites.

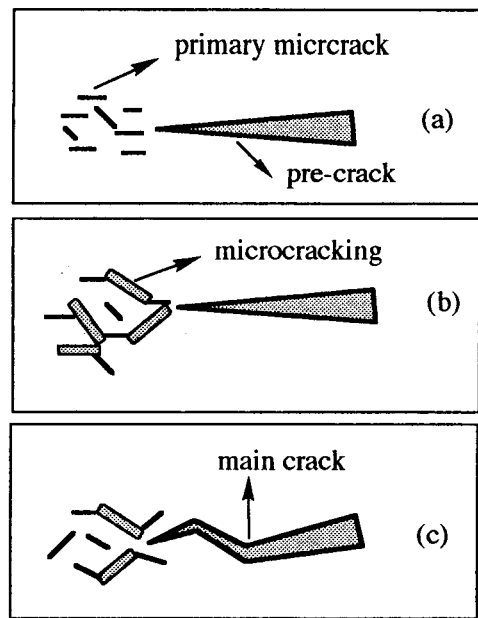


Fig. 7. Schematic toughening mechanism of microcracking by coalescence of microcracks:(a) formation of intergranular microcracks at α point of Fig. 6, (b) microcracking formation at β point of Fig. 6 and (c) fracture at γ point of Fig. 6.

너지를 소모하면서 재료가 파단직전에 더 많은 microcrack이 발생하고 이에 따라 AE발생량도 급격히 증가하는 것이다. 한편, 복합재료에서의 파괴인성 증진에 따른 고인성화특성을 규명하기 위해 그림 6에서와 같이 응력확대계수에 따라 AE생성거동의 차이의 원인을 분석할 필요가 있다. 따라서, 이러한 AE생성거동에 의한 고인성화를 규명하기 위해서 그림 7은 복합재료에서, 응력증가시 균열이 전파할 때에 microcrack의 발생과 이로 인해 생기는 microcracking의 toughening을 모식적으로 나타낸 것이다. 그림 6의 AE발생거동과 그림 7의 microcracking의 toughening과정을 상호연관시키면서 복합재료에서의 고인성화를 다음과 같이 설명 할 수가 있다. 그림 6의 α 점 영역은 그림 7(a)와 같이, 균열전진과정의 미시적인 관점에서 볼 때, SENB 시험용 시편에 응력이 부가되었을 때, 노치균열의 전방인 frontal zone에서 microcrack의 발생에 의해 AE가 검출되는 것이다. 일반적으로 AE수법을 이용한 재료의 신뢰성

평가 연구결과로부터, notch형 type의 노치균열을 도입한 시편의 경우, 외부에서 응력을 가하면 crack 선단 부근에는 microcrack이 발생한다.^{13,14)} 이렇게 최초로 발생된 primary microcrack은 매트릭스내에서 입자끼리의 결합력이 약한 입계에 주로 발생된다. 따라서, 최초의 AE가 발생하는 이 점을 재료의 고유파괴인성이라고 볼 수가 있다. 그리고 최대의 AE발생을 나타내면서 최대응력확대계수점 γ 점 까지까지의 β 영역은 그림 7(b)처럼 microcracking에 의한 toughening이 존재한다고 고려된다. 왜냐하면, 이 구간에서 AE의 발생이 급격하게 증가하는데 이것은 microcrack의 지속적인 생성과 성장에 의한 것이라고 볼 수가 있다. 한편, AE법을 사용한 재료의 특성평가의 연구 결과로부터, 금속 또는 세라믹의 경우 외부에서 응력이 걸려서 재료가 파단직 전까지 발생한 AE는 microcracking에 의한 것이라고 보고되고 있다.^{13,14)} 이러한 microcracking에 의한 toughening은 예비 crack 선단에 불연속적으로 microcrack이 발생하여 인가된 하중을 흡수하여 crack 선단에서의 응력집중을 감소시켜 파괴인성을 향상시키는 toughening mechanism 이다.^{15,16)} 특히 복합재료에서는 2차상의 강화효과에 의해서 microcracking에 의한 toughening이 증가할 것으로 고려된다. 왜냐하면, 가해진 외부응력이 증가하면 할수록 재료는 결국 파단에 이르지 않으면 안되기 때문에 외부 에너지를 소모하는 과정에서 이미 발생한 microcrack끼리 연결, 합체되기 위해서 더 많은 microcrack을 발생시키지 않으면 안 된다. 이 과정에서 재료는 나중에 새롭게 생성된 microcrack이 이미 생성된 microcrack과 연결되어 성장하면서 microcracking을 이루게 된다. 따라서, β 영역이 복합재료에서 본격적인 toughening임을 알 수가 있다. 왜냐하면, 그림 5에서 알루미늄에서는 이 β 영역이 작고 AE발생량도 적은 데 비해서, Al_2O_3 /YAG 복합재료의 경우는 상대적으로 β 영역이 크고 AE발생량도 많다. 그리고 복합재료에서 YAG 분산량이 증가할수록 AE발생량도 증가함을 보여주고 있다. 따라서 AE발생량이 급격히 증가하는 β 영역은 2차상인 YAG 상의 강화효과에 의해 존재하는 microcracking에 의한 toughening 영역이라고 볼 수가 있다. 즉, 이 영역이 증가할수록 재료는 보다 toughening화 되어 파괴인성이 증가되는 것이다. 결국 이것은 최대응력확대계수의 크고 작음과 관련이 있어, 그림 5에서 알루미늄에 비해, 복합재료의 경우가, 그리고 복합재료에서도 YAG 분산량이 증가할수록 AE발생량의 증가와 함께 최대응력확대계수가 증가함을 잘 뒷받침해 주고 있는 것이다. 그리고 재료가 더 이상 견디지 못하는 최대응력하에서 crack에 응력이 집중되어 균열전파가 시작되므로서 그림 7(c)와 같이 main crack이 형성되면서 재료는 결국 파단에 이르게 된다. 따라서 그림 6처럼 최대의 응력확대계수를 나타내는 γ 점이 그 재료가 나타내는 파괴인성의 값인 것이다. 그림 7에서 설명한 것처럼 microcracking에 의한 toughening을 뒷받침하기 위해서 SEM 관찰에 의해 균열전파의 미세구조 분석을 행하였다. 그림 8은 Al_2O_3 /20vol%YAG 복합재료의 경우, 균열전파과정을 관찰한 것이다. 전파되는 균열은



Fig. 8. SEM photographs of microcracking at propagated crack for Al_2O_3 /20vol%YAG composites.

균열선단인 frontal zone에서 그림 7(b)에서 설명한 대로 microcracking 현상(화살표 표시)을 나타내주고 있음을 보여주고 있다. 이러한 복합재료에서 파괴인성시험시의 AE 발생결과와 미세구조 관찰결과에 근거하여 본 연구에서와 같이 입자분산복합재료에서의 microcracking에 의한 고인성화과정은 다음과 같이 설명할 수가 있다. 그림 7(a)와 같이, 하중인가에 따라 균열선단의 전방부근에서 primary microcracks이 발생한다. 그 다음 단계로, 응력이 더욱 증가할수록 재료는 primary microcracks만으로 외부응력을 다소화할 수 없고, 그림 7(b)처럼 새롭게 microcrack을 발생시키면서 외부에너지를 소모하게 된다. 그리고 이미 발생한 primary microcracks끼리 연결, 합체되어 microcracking 과정을 이루게 되면서 재료는 toughening을 나타내어 파괴인성이 증진되는 것이다.

4. 결 론

2차상을 입자분산강화 시킨 복합재료에서 microcracking에 의한 고인성화과정을 규명하기 위해서 1600°C에서 hot-pressing에 의해 Al_2O_3 /YAG 복합재료를 제조하고 SENB법에 의한 파괴인성 실험을 행함과 동시에 AE 측정을 행함으로써 다음과 같은 결론이 얻어졌다.

1) Al_2O_3 - Y_2O_3 의 조성을 이용하여 소결중에 Al_2O_3 와 Y_2O_3 반응에 의해서 알루미늄매트릭스에 등축상의 YAG상이 분산된 Al_2O_3 /YAG 복합재료를 제조하였으며, YAG상의 분산에 의해 알루미늄의 입성장은 억제되었다.

2) SENB법에 의한 파괴인성 실험과 동시에 AE 측정을 행함으로써, 고인성화 기구의 규명이 가능하였으며, 응력확대계수가 증가할수록 AE발생량은 증가하고, 시험편의 파단직전에 많은 양의 AE가 발생하였으며, AE발생량은 알루미늄에 비해서 복합재료의 경우가 많았다. Al_2O_3 /YAG 복합재료에서 YAG의 존재량이 증가할수록 AE발생량은 증가하였으며, 이는 재료내에서 microcrack의 발생의 증가를 의미한다.

3) Al_2O_3 소결체의 경우는 toughening 효과는 없었지만, Al_2O_3 /YAG 복합재료에서는 microcracking에 의한 toughening에 의해 파괴인성이 증가하였으며, 특히 Al_2O_3 /YAG 복합재료에서 YAG의 분산량이 증가 할수록 파괴

인성이 증가하였다. 그리고, microcracking 의한 toughening은 응력이 증가함에 따라 재료내에서 이미 발생한 primary microcracks끼리 연결, 합체되어 성장하는 과정에서 microcracking 과정을 이루게 되면서 파괴인성의 증가를 가져왔다.

참 고 문 헌

1. P. F. Becher, J. Am. Ceram. Soc., **74** (2), 255 (1991)
2. W. Rice, Ceram. Eng. Sci. Proc., **11** (7-8), 667 (1990)
3. J. Homeny and W.L. Voughn, J. Am. Ceram. Soc., **73** (7), 2009 (1990)
4. E. Breval, V. Srikanth and E. C. Subbarao, J. Am. Ceram. Soc., **69** (3), 195 (1986)
5. A.G. Evans and K.T. Faber, J. Am. Ceram. Soc., **64** (7), 394 (1981)
6. E.D. Case and Y. Kim, J. of Mater. Sci., **28**, 1885 (1993)
7. E.D. Case and Y. Kim, J. of Mater. Sci., **28**, 1901 (1993)
8. 이강용, 재료거동학, pp. 23, 회중당출판사(1994)
9. B.K. Jang, S.H. Lee and H.K. Oh, Bull. of Kor. Ceram. Soc., **10** (4), 358 (1995)
10. Z. Gong, E.O. Nyborg and G. Oommen, Materials Evaluation, **50** (7), 883 (1992)
11. M. Rühle, N. Claussen and A.H. Heuer, J. Am. Ceram. Soc., **78** (9), 2541 (1995)
12. V. Srikanth, E.C. Subbarao and G.V. Rao, Ceram. Int., **18**, 251 (1992)
13. T. Ohira and T. Kishi, J. Jpn. Inst. Metals., **47** (7), 575 (1983)
14. T. Kishi, S. Wakayama, Y. Shinozaki, Y. Kagawa and E. Nakata, J. Jpn. Inst. Metals., **49** (9), 707 (1985)
15. N. Claussen, J. Steeb, and R.F. Pabst, Ceramic Bulletin, **56** (6), 559 (1977)
16. A.G. Evans and K.T. Faber, J. Am. Ceram. Soc., **64** (7), 3948 (1981)