

Al₂O₃와 Al₂O₃-SiC_w 복합재료의 동적 및 정적 파괴인성에 관한 연구

조경목·이성학*·표성규*·장영원*

부산대학교 공과대학 금속공학과

*포항공과대학 재료·금속공학과

(1989년 12월 11일 접수)

Dynamic and Quasi-Static Fracture Toughness of Al₂O₃ and Al₂O₃ Ceramic Matrix Composite Reinforced with SiC Whiskers

K. Cho, S. Lee*, S. G. Pyo* and Y. W. Chang*

Dept. of Metallurgical Engineering Pusan National University

*Dept. of Materials Science and Engineering Pohang Institute of Science and Technology

(Received December 11, 1989)

요 약

본 논문은 Al₂O₃와 SiC 휘스커로 보강된 Al₂O₃ 복합재료의 파괴인성에 대한 하중속도의 영향에 대한 연구결과이다. 동적 파괴시험은 압축피로응력을 가하여 피로균열을 삽입한 봉상시편을 따라 전파되는 인장파동을 응용한 것으로서 약 10⁶ MPa√m/sec의 stress intensity rate를 얻을 수 있게 된다. 동적 및 정적 파괴시험을 실시한 결과 보강된 Al₂O₃ 복합재료는 보강되지 않은 Al₂O₃보다, 또 동적 파괴인성 값은 정적 파괴인성 값보다 높게 나타났다. 이러한 동적 및 정적 파괴기동은 파면을 조사하여 얻은 파괴형태를 정량적으로 분석함으로써 설명될 수 있었다.

ABSTRACT

This paper presents the influence of the loading rate on the room temperature fracture toughness of a brittle Al₂O₃ and a SiC whisker reinforced Al₂O₃ composite. Dynamic fracture toughness tests were conducted using compressive fatigue pre-cracked notched round bars loaded in tension to produce a stress intensity rate, $\dot{K}_I = 10^6$ MPa√m/sec. The experimental results show that for each loading rate the fracture toughness values obtained for the ceramic matrix composite are higher than the corresponding values for the single phase alumina. In addition, both the reinforced and unreinforced ceramic are significantly tougher under dynamic loading than static loading. This dynamic and quasi-static fracture initiation behavior can be interpreted by identifying quantitatively the mode of fracture initiation as a function of loading rate.

1. 서 론

현재 세계적으로 각광을 받고 있는 세라믹 소재는 그 고유의 특성으로서 고내열성, 화학적 안정성, 열 및 진기에 대한 절연성, 고강도, 투광성 등의 다양한 기능을 갖고 있으며, 계속된 재료기술의 발달에 따른 잠재적 성능으로 인하여 오늘날 철강, 플라스틱에 이은 “제3의 소재”로 인식되고 있다. 그러나 세라믹 소재의 보다 광범위한 응용을 위하여는 먼저 해결되어야 할 문제들이 몇가지 있는데, 그중에서도 대표적인 것이 세라믹의 최대 약점인 취성파괴 현상이다¹⁾. 이 취성파괴는 그 고유의 공융결합 및 이온결합에서 기인하는 것이며, 엔진이나 가스 터빈 등 고기능 부위의 응용에 제약이 될 뿐 아니라, 일반 상온 구조 재료로서의 응용시에도 신뢰도 및 수명 등의 향상에 지대한 장애요인이 되고 있다.

세라믹 소재의 파괴인성을 높여 취성파괴를 극복하기 위한 방법으로 최근 개발된 SiC 휘스커 보강 세라믹 복합재료는^{2,3)} 분산강화(dispersion strengthening)나 상변태 강화(transformation toughening) 등의 다른 방법에 비하여 훨씬 효과가 크면서도 1000°C 이상의 고온에서까지 실용성이 있어, 현재까지 알려진 세라믹의 강화방법 중에서도 가장 잠재력이 높은 것으로 생각되고 있다. 한편 이들 세라믹 재료의 제조공정 개발에 정보를 제공하고 활용 가능성을 평가하기 위해서는 파괴인성을 정확히 그리고 신뢰성이 있게 측정하고 평가하는 것이 매우 중요하나, 현재 사용되고 있는 여러가지 파괴인성 측정방법은 주로 정적하중(static loading)에 의한 파괴인성이며, 이들 값도 서로 다른 측정치를 나타내거나 측정조건으로부터 커다란 영향을 받고 있어서 연구결과와 상호비교에 많은 어려움을 주고 있다. 더욱이 구조용 재료로서 세라믹 재료 및 세라믹 복합재료는 실제 응용시 동적하중(dynamic loading)하에서 사용될 경우가 많고, stable Mode I 피로 균열을 세라믹 재료에 삽입하기 대단히 어렵기 때문에 시험결과를 파괴역학적으로 해석하는 데 문제가 있다⁴⁻⁷⁾. 이러한 재료시험의 문제점들을 해결하게 되면 세라믹 재료 및 세라믹 복합재료의 가능성을 한층 더 밝게 해 주고, 특히 시험방법의 개선은 선탄성 파괴역학(linear elastic fracture mechanics)과 파괴역학적인 요인들을 연결하여 정확한 파괴인성을 산출할 수 있으리라 생각된다.

본 연구에서는 구조용 다결정 Al_2O_3 와 25v/o SiC 휘스커로 보강된 Al_2O_3 복합재료($Al_2O_3-SiC_w$)의 동적파괴인

성(dynamic fracture toughness)을 측정하고, 이 결과를 정적 파괴인성과 비교 분석하였다. 동적 파괴실험은 파괴 발생을 포함한 선탄성 파괴역학적 해석이 가능한 실험방법인 Kolsky bar (split Hopkinson bar)를 사용하였다^{4-6,9)}. 이 방법은 폭발에 의한 인장응력파동(tensile stress wave)을 이용하여 $\sim 10^6$ MPa \sqrt{m}/sec 의 높은 stress intensity factor rate(\dot{K}_I)를 얻을 수 있다.

2. 실험

본 실험에서 사용된 세라믹 재료는 결정립이 미세화된 99.8%의 순수한 다결정 Al_2O_3 와 25v/o SiC 휘스커로 보강된 Al_2O_3-SiC 복합재료이다. Al_2O_3 세라믹 재료는 소결법에 의하여 제조된 AD-998이라고 알려진 상업화된 것으로서 Coors Porcelain Co.로부터 구입하였다. 이 재료의 불순물과 결정립계의 상들은 주로 SiO, MgO, Ca, Na, Fe 등이며, 평균 결정립 크기는 $3\mu m$ 정도이다. $Al_2O_3-SiC_w$ 복합재료는 썬거로부터 추출하여 생산된 15-20 μm 의 길이의 SiC 휘스커를 고순도 Al_2O_3 분말과 혼합하여 가압소결(hot pressing)에 의하여 제조된 일명 CC7000이라 불리는 것으로 Advanced Composite Materials Co.로부터 구입하여 시편으로 사용하였다. 기지인 Al_2O_3 의 결정립 크기는 약 1-2 μm 이며, 제조회사로부터 얻은 세라믹 및 세라믹 복합재료의 물성 및 상온 기계적 성질은 Table 1에 나타나 있다.

동적파괴발생(dynamic fracture initiation)을 연구하기 위하여 Costin^{4,9)}등은 노치를 준 봉상시편을 따라 전파되

Table 1. Room Temperature Mechanical Properties (Values Supplied by Coors Porcelain Co. and Advanced Compositing Materials Co.)

	Al_2O_3 (AD998)	Al_2O_3 - 25v/o SiC _w (CC 7000)
Specific Gravity, ρ	3.90	3.74
Elastic Modulus, E(GPa)	345	393
Shear Modulus, μ (GPa)	140	160
Poisson's Ratio, ν	0.23	0.23
Flexure Strength(MPa)	330	641
Compressive Strength(MPa)	2,071	-
Longitudinal Wave Velocity, c_1 (m/s)	9,400	10,250

는 인장파동(tensile pulse)을 응용하여 등적 파괴인성을 구하는 시험방법을 처음 제안하였으며, 그 후 여러 연구자들이 시험방법을 개선하였다^{7,10-12}. Fig.1은 파괴시험

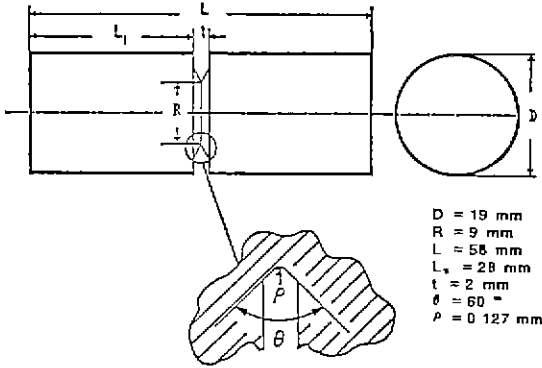


Fig.1. A schematic diagram of the fracture test specimen.

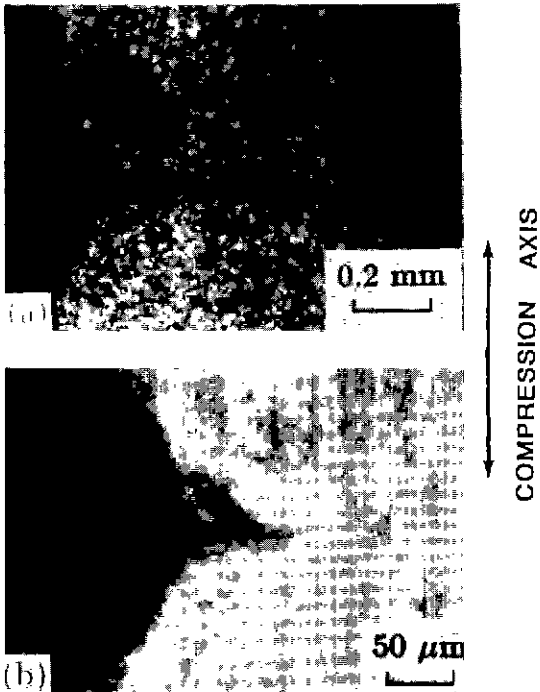


Fig.2. Examples of Mode I fatigue crack growth in single-edge notched specimens of (a) a polycrystalline Al₂O₃ and (b) a Al₂O₃-25v/o SiC_w composite subjected to uniaxial cyclic compression at room temperature. compression axis is vertical.

에 사용된 시편의 형상과 치수를 보여 준다. 선탄성파괴 역학을 응용하여 파괴인성을 측정하기 위하여 파괴시험하기 전에 압축응력을 가하여 이 시편의 노치 선단에 Fig.2와 같이 stable self-arresting Mode I 피로균열을 삽입하였다^{7,8}. 이러한 피로균열은 파괴시험시 노치선단에서의 변형장(strain field) 효과를 제거하고 모든 미세조직학적 인자들의 크기보다 크기 위하여는 적어도 20μm 이상이 되어야 한다. Table 2는 피로균열을 만들기 위한 조건을 보여주며, 이 경우 피로균열 길이는 압축응력의 크기, 피로 cycle 회수 등 피로조건을 조절함으로써 60μm에서 200μm까지 변화시킬 수 있다.

등적 파괴시험은 2.54cm 직경의 탄소강 봉에 피로균열을 준 시편을 끼운 후 Fig.3에서와 같은 등적 파괴시험장치를 사용하여 수행되었다. 파괴는 시편의 한쪽편에 부착된 loading head에 붙여 준 폭발물을 폭발시킴으로써 짧은 순간에 진파되는 인장파동에 의해서 일어난다. 폭발은 진공 chamber 내에서 일어나 시편과 시험장치의 파손을 막도록 제작되었다. 이때 파괴를 일으키는 stress intensity factor rate (\dot{K}_I)는 약 10⁸ MPa√m/sec이며, pre-cracked notch에서의 파괴를 위해 입사하는 pulse

Table 2. Fatiguing Conditions.

Material	Total No. of Cycles	Max. Load (N)	Min Load (N)
Al ₂ O ₃	12,000 ~24,000	-51,200 -66,700	-2,200
Al ₂ O ₃ -25v/o SiC _w	18,000	-80,000	-2,200

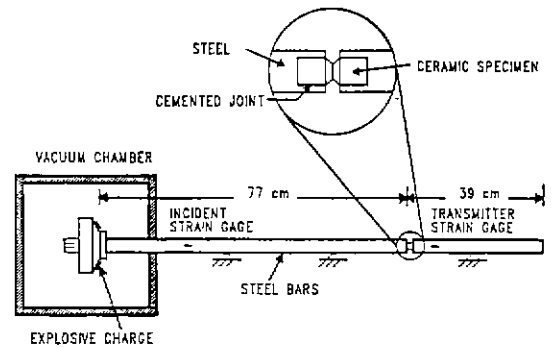


Fig.3. A schematic diagram of the experimental arrangement for the Mode I dynamic fracture test.

의 크기는 통과되는 pulse의 크기보다 커야 파괴가 일어날 수 있다. 입사, 반사 및 통과 pulse는 시편에 부착된 strain gauge로 oscilloscope에 기록하여 파괴발생의 평균응력을 측정한다. Fig.4는 oscilloscope에 기록된 transmitted tensile pulse의 사진이며, loading으로부터 파괴까지의 시간은 약 10μsec임을 보여 준다. 통과된 peak는 금속재료에 비하여 상당히 날카로운데, 이는 세라믹 재료의 경우 소성변형이 거의 일어나지 않기 때문이다.

정적파괴 시험은 동적파괴시험에서 사용된 것과 같은 피로균열을 준 봉상 시편을 사용하여 Tschegg¹³⁾ 등의 시험방법에 의하여 Instron servohydraulic testing machine에서 실시되었다. 이때의 stress intensity factor rate (\dot{K}_I)는 1 MPa√m/sec이며, 시편을 잡아 주기 위하여 특별하게 고안된 friction grip이 사용되었다.

취성재료의 평면변형 파괴인성은 Tada¹⁴⁾ 등에 의해 제안된 바에 의하면 다음과 같이 주어진다.

$$K_{Ic} = \frac{P}{\pi R^2} \sqrt{\pi R} F(2R/D) \dots\dots\dots(1)$$

여기서 R은 피로균열을 준 후 남아 있는 ligament의 반경, P는 주어진 하중, D는 봉상시편의 지름, F(2R/D)는 size function이다. 평면변형 파괴인성시험에서 ASTM에 의한 시편의 크기는

$$R \geq 2.5(K_{Ic}/\sigma_y)^2 \dots\dots\dots(2)$$

를 만족해야만 한다. 이때 σ_y 는 항복응력이다. 취성재료인 세라믹 재료 및 세라믹 복합재료는 (2)식의 조건을 쉽

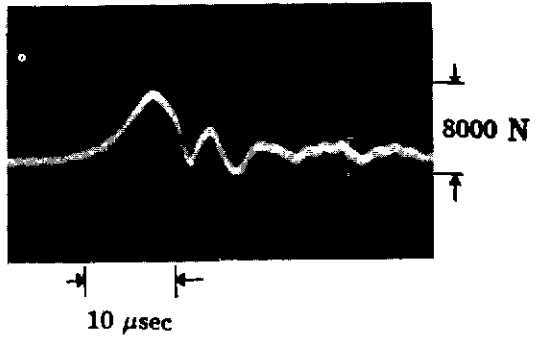


Fig.4. A photograph of an oscilloscope trace of a typical transmitted pulse in Mode 1 dynamic fracture.

게 만족하며, (1)식으로 부터 K_{Ic} 및 K_{Ic} 를 계산하였다.

3. 실험 결과

SiC_w로 보강된 Al₂O₃ 복합재료와 보강되지 않은 Al₂O₃에서의 상온 파괴인성 시험결과가 Table 3에 나타나 있다. 또한 입축응력에 의한 피로균열의 삽입깊이도 이 Table에 포함되어 있다. 피로균열의 길이가 변하여도 파괴인성은 거의 일정하여 이러한 피로균열의 삽입이 파괴인성의 정확한 측정에 기여하고 있는 것으로 나타났다. 보강된 Al₂O₃ 복합재료의 파괴인성은 보강되지 않은 Al₂O₃보다 약 55% 높고 Table 1의 결과와 같이 flexure 강도도 증가한다는 사실로 부터 제조공정은 서로 다르지만 SiC 휘스커에 의한 복합화 효과가 크게 작용하였다는 것을 알 수 있다. 또한 동적파괴인성(K_{Id})은 정적파괴인성(K_{Ic})보다 높아 Al₂O₃의 경우는 약 27%, SiC_w 보강 복합재료는 약 8% 높은 인성값을 보이고 있다.

동적 및 정적하중속도에서 파단된 모든 시편들의 파괴발생형태(fracture initiation mode)를 조사하기 위해 파면을 광학현미경 및 SEM으로 관찰하였다. 저배율 광학현미경으로 파면을 보면 Fig.5와 같이 하중을 가한 방향에 수직한 평평한 면으로 나타나고, 피로균열 영역은 가공된 노치영역을 따라 동심원적으로 약간 겹쳐 보이고 있

Table 3. Static and Dynamic Values of the Plane Strain Fracture Toughness During Fracture Initiation at Room Temperature.

Material	Lodang Condition	Test No	Width of Fatigue Annulus(μm)	Max. Load (N)	K_{Ic}, K_{Id} (MPa√m)
Al ₂ O ₃	Quasi Static	1	201	3338	3.11
		2	156	2906	2.73
		3	206	2995	2.84
		4	202	3044	2.89
	Dynamic	1	106	3814	3.62
		2	88	4012	3.78
		3	110	3843	3.65
Al ₂ O ₃ -25v/o SiC _w	Quasi-static	1	63	5069	4.67
		2	78	4944	4.57
		3	102	4601	4.26
		4	69	4757	4.39
	Dynamic	1	102	4732	4.36
		2	157	5015	4.62
		3	82	5156	4.75
		4	65	5959	5.49

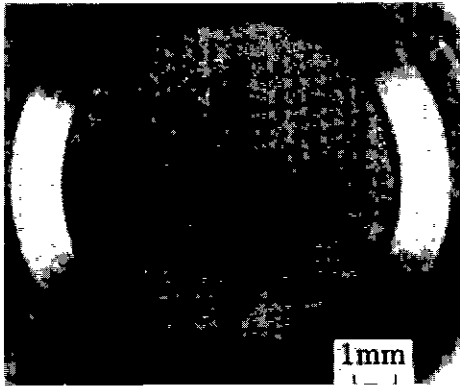


Fig. 5. Photograph of fracture surface of a polycrystalline Al₂O₃ ceramic specimen tested dynamically at room temperature. The fatigue pre-crack region appears as the dark region at the tip of the circumferential notch.

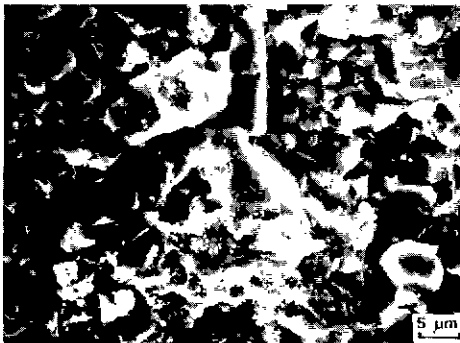


Fig. 6. SEM fractograph of the fatigue pre-crack region of a polycrystalline Al₂O₃ specimen, showing the presence of debris particles of Al₂O₃ formed during the high frequency contact between the fracture surfaces.



Fig. 7. SEM fractographs within fracture initiation area of fracture toughness specimens under (a) quasi-static loading and (b) dynamic loading for polycrystalline Al₂O₃ ceramic. A few isolated transgranular facets are also found.

어 응력에 의하여 파괴된 영역과 쉽게 구분된다. 이 피로 균열영역을 SEM 으로 관찰하면 거의 입계파괴 (intergranular fracture)에 의하여 피로가 진행되었음을 알 수 있으며, 압축응력에 의하여 피로균열이 만들어지는 과정에서 마찰 및 접촉으로 형성된 많은 부스러기도 관찰된다 (Fig. 6).

Fig. 7과 Fig. 8은 상온에서 파괴된 세라믹 재료 및 세라믹 복합재료 시편들의 사진이며, 파면사진들은 모두 파괴가 발생하는 영역, 즉 피로균열 바로 옆부분을 관찰한 것이다. Fig. 7(a), (b)에 나타난 Al₂O₃ 파괴시편 파면들의

주된 파괴발생형태는 하중속도와 상관없이 모두 입계파괴 (intergranular fracture)가 지배적이지만, 화살표로 표시된 것과 같은 소량의 입내파괴 (transgranular fracture)도 발견된다. Fig. 8(a), (b)는 휘스커 보강 세라믹 복합재료의 파단면 사진으로 많은 양의 휘스커 pull-out 과 휘스커에 의한 균열편향 (crack deflection)이 나타난 것으로 보아 파괴인성의 증진이 이러한 기구를 통해서 이루어진 것임을 알 수 있다. Table 4에 부하속도에 따른 파괴발생형태의 분포양상을 조사하였다. 이로 부터 파괴발생형태는 주로 보강의 여부와 하중속도에 의존하는 것을 알 수 있

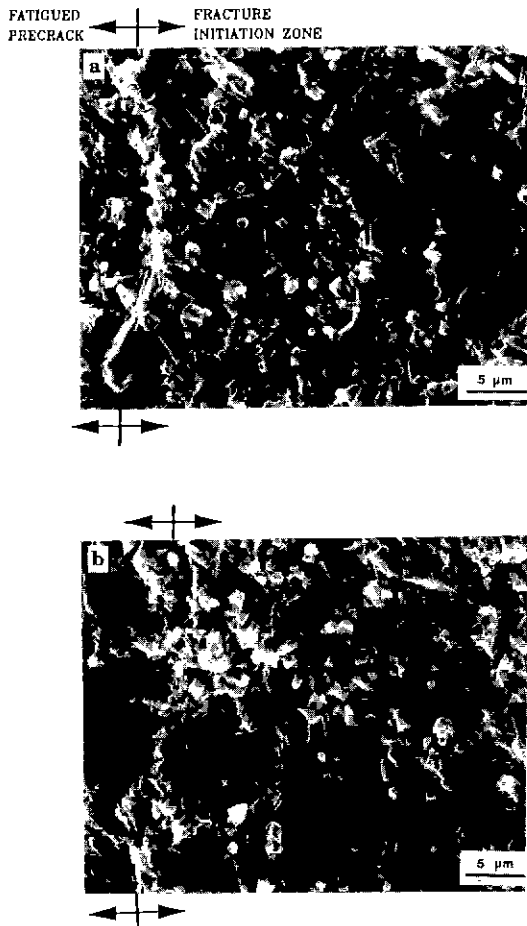


Fig. 8. SEM fractographs within fracture initiation area of fracture toughness specimens under (a) quasi-static loading and (b) dynamic loading for ceramic matrix composite, $Al_2O_3-SiC_w$, showing signs of whisker pull-out and crack deflection.

다. 일반적으로 부하속도가 증가함에 따라 입내파괴의 분율도 증가하며, 휘스커로 보강된 세라믹 복합재료의 경우에는 입계파괴의 양이 줄어들고 거의 입내파괴에 의하여 시편은 파괴된다.

4. 결과 및 고찰

본 연구에서 실시된 파괴시험은 노치 및 피로균열을 준 봉상시편을 사용하여 stress wave loading 방법에 의하여 파괴인성을 측정하였다. 이 방법으로 stress

Table 4. Results of the SEM Fractography Showing the Mode of Fracture Initiation

Material	Loading Condition	Percent Fracture	
		Intergranular	Transgranular
Al_2O_3	Quasistatic	85	15
	Dynamic	74	26
$Al_2O_3-25v/o SiC_w$	Quasistatic	16	84
	Dynamic	12	88

intensity rate 를 약 $10^6 MPa \sqrt{m}/sec$ 까지 이르게 할 수 있으며, 파괴가 일어나는 곳에서의 평균응력과 균열열립 변위를 시간의 함수로써 측정할 수 있어 파괴발생시의 K_{Ia} 값을 신뢰성 있게 해석할 수 있다.

파괴인성시험결과는 세라믹 복합재료의 파괴인성이 세라믹 재료의 파괴인성보다 높다는 것을 보여 준다. 휘스커 보강 세라믹 복합재료의 파괴인성 증진기구는 주로 균열 편향으로 해석된다. 그 이유는 Fig. 8(a), (b)의 파단면 사진에서 많은 양의 휘스커들이 빠져 나온 (pull-out) 모양을 보고 쉽게 확인할 수 있다. 즉, Al_2O_3 기지 내에서 SiC 휘스커를 균일하게 분산시킴으로서 균열과 휘스커와의 상호작용을 유도하여 균열의 진행경로가 편향되었으며, Al_2O_3 입자의 불규칙한 입자 성장을 SiC 휘스커에 의하여 효과적으로 억제시킬 수 있었다는 사실도 $Al_2O_3-SiC_w$ 복합재료의 파괴인성을 증진시키는 데 기여한 중요한 요인이라고 볼 수 있다.

또한 Table 4에서 보듯이 날카로운 균열선단에서의 파괴발생형태를 고려하여 볼 때 Al_2O_3 의 경우 동적파괴시 입내파괴의 양은 정적파괴시보다 증가하였다. 즉, 미세균열의 존재와 불순물 원소의 편석 등으로 결정립계가 매우 취약하여 입계를 따라 파괴가 진행될 것이라 예상되나, 대단히 높은 하중속도 (loading rate)에서는 매우 빠른 속도로 균열이 전파되기 때문에 균열의 전파방향이 결정립계를 이탈될 가능성이 높아질 수 있어 이에 따라 입내파괴의 양이 많아질 것으로 생각된다. $Al_2O_3-SiC_w$ 복합재료의 경우에는 보강재료로 첨가된 SiC 휘스커로 인하여 균열은 입계를 따라 전파되지 못하므로 주로 입내파괴로 파괴가 진행되며, 동적파괴시에는 정적파괴에 비해 입내파괴량의 증가폭이 Al_2O_3 의 경우에 비하여 상대적으로 작다. 이는 하중 속도가 매우 빨라짐에 따라 균열이 편향되지 않고 그대로 휘스커로 통과되어 전파될 가능성이 많아

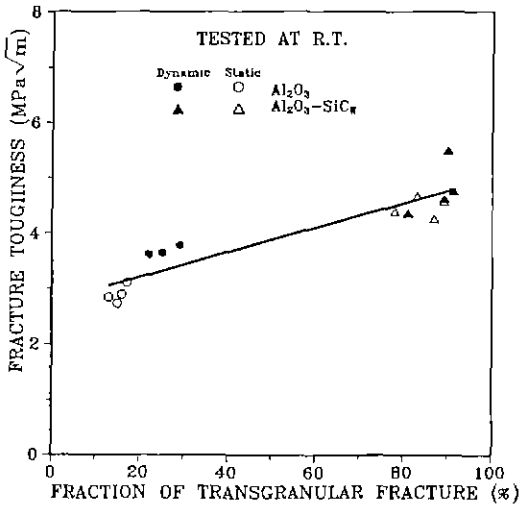


Fig. 9. The fracture toughness as a function of fraction of transgranular fracture.

지기 때문이다. Fig. 9에 입내파괴의 분율에 대한 파괴인성의 변화를 드시하였다. 이로 부터 입내파괴의 분율이 증가할수록 파괴인성이 증가하고, 이 둘 사이에는 재료, 부하속도 등의 변수와 큰 상관성이 없이 어느 정도 정량적인 관계가 성립하고 있음을 알 수 있다

하중속도 증가에 따른 파괴인성이 증가하는 다음과 같은 간단한 파괴모델에 의해서도 설명될 수 있다. 이러한 시험결과는 최근 제장화 충격시험법(instrumented impact testing)을 사용하여 측정된 partially stabilized zirconia (PSZ)에 대한 Kobayashi¹⁵⁾ 등의 연구에서도 보고된 바 있다. 이것을 미세파괴과정에 의하여 설명하자면, 미세균열로부터의 파괴의 시작과 전파는 시간에 의존하기 때문에 정적부하의 경우 미세균열들이 서로 연결되어 파괴에 이르는 데는 상당한 시간이 소요될 것이다. 그러나 동적부하에서는 매우 짧은 시간에 파괴가 일어나므로 균열의 전파에는 보다 높은 응력이 요구되고, 이 응력은 파괴인성에 영향을 줄 것으로 생각할 수 있다.

입체파괴에서 미세파괴과정의 연구는 세라믹 재료의 미세조직의 자세한 조사로 부터 시작된다. 세라믹 재료에서 입체파괴의 미세조직학적인 원인은 결정립계의 유리상 존재 또는 불순물 편석이며, 이것으로부터 균열이 생성되고 결정립계를 따라 혹은 결정립 내로 전파한다고 알려져 있다¹⁶⁾. 여기에서 생성된 균열이 결정립계를 따라 전파하기 위하여는 가해진 인장응력이 임계값 σ^* 에 이르러야 한

다. 이 임계응력은 다음의 Griffith 관계식¹⁷⁾으로부터 계산될 수 있으며, 시험온도와 하중속도에 대략적으로 무관하다¹⁸⁾

$$\sigma^* = \left[\frac{4E \gamma_{eff}}{\pi(1-\nu^2)C} \right]^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

여기서 σ^* 는 파괴응력, γ_{eff} 는 표면에너지, C는 입체균열 크기를 나타낸다. 임계인장응력 σ^* 가 정하여지면 Ritchie¹⁸⁾ 등이 제안한 취성파괴모델 그리고 Tracey¹⁹⁾의 응력분석을 사용하여 파괴인성의 값을 예측할 수 있다. 이것은 균열선단에서 최대 주응력 σ_{yy} 가 어떤 미세조직학적 거리 r^* 위에서 σ^* 와 같거나 클 때 파괴가 일어난다는 데 근거를 둔다. 이와 같은 세라믹 재료 및 세라믹 복합재료에서 미세조직과 파괴형태에 따라 파괴모델을 사용하여 분석하면 최대주응력이 증가함에 따라 파괴인성도 증가하는 것을 알 수 있다. 따라서 하중속도가 높을수록 응력도 증가하게 되며, 이 응력은 상기 파괴모델에 의하여 K_{Ic} 에 영향을 주어 K_{Ic} 보다 높은 값을 나타내게 된다.

이상의 결과로부터 복잡한 동적 및 정적 파괴거동을 미세조직 및 파면조사와 연관시킨 미세 파괴과정의 조사로 잘 설명할 수 있음을 알 수 있다. 실제로 미세적인 파괴과정이 SiC 휘스커, 미세조직, 하중속도 등에 미치는 영향을 분석하는 것은 세라믹 및 세라믹 복합재료의 파괴에 있어 대단히 중요한 문제 중의 하나이므로 동적 및 정적 하중조건에서의 자세한 파괴기구 및 고온에서의 파괴거동은 앞으로 더 연구하여야 할 과제로 생각된다.

5. 결 론

다결정 Al₂O₃와 25v/o SiC 휘스커로 보강된 Al₂O₃ 복합재료의 동적 및 정적 파괴인성을 측정된 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) Al₂O₃-25v/o SiC_w 복합재료의 파괴인성은 보강되지 않은 다결정 Al₂O₃에 비해 약 55% 높았으며, 동적파괴인성은 정적파괴인성보다 10-25%의 증가를 보였다.
- 2) 파괴인성시험결과는 파괴발생의 형태와 밀접한 관계가 있으며, 동적파괴시 입내파괴의 양이 정적파괴시보다 증가하였다.
- 3) 휘스커 보강 세라믹 복합재료의 파단면에서는 짧은 휘스커 pull-out이 관찰되며, 이로 부터 복합재료의 주된 파괴인성 증진기구는 균열 편향임을 알 수 있었다.

4) 하중속도의 증가에 따른 파괴인성의 증가는 균열선단에서의 응력증가 때문이며, 이는 미세조직과 파괴형태를 연결하여 설정한 간단한 파괴모델에 의해 설명될 수 있었다.

REFERENCES

1. T.G. Gupta, *J. Am. Ceram. Soc.*, **55** (5), pp. 249-253, (1972).
2. G.C. Wei and P.F. Becher, "Development of SiC Whisker-Reinforced Ceramics," *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **64** (2), pp. 298-304, (1985).
3. P.F. Becher and G.C. Wei, "Toughening Behaviour in SiC Whisker-Reinforced Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **67** (12), pp. C267-C269, (1984).
4. L.S. Costin, J. Duffy and L.B. Freund, "Fracture Initiation in Metals Under Stress Wave Loading Condition," in *Fast Fracture and Crack Arrest*, ASTM STP 627, pp. 301-308, (1976).
5. L.S. Costin and J. Duffy, "The Effect of Loading Rate and Temperature on the Initiation of Fracture in a Mild Steel, Rate Sensitive Steel," *J. Eng. Mat. Tech.*, **101**, pp. 258-264, (1979).
6. R.H. Hawley, J. Duffy and C.F. Shih, *Metal Handbook*, Vol. 8, Am. Soc. Metals, pp. 275-285, (1985).
7. J. Duffy, S. Suresh, K. Cho and E.R. Bopp, "A Method for Dynamic Fracture Initiation Testing of Ceramics," *J. Eng. Mat. Tech.*, **110**, pp. 325-331, (1988).
8. L. Ewart and S. Suresh, "Crack Propagation in Ceramics Under Cyclic Loads," *J. Mat. Sci.*, **22** (4), pp. 1173-1192, (1987).
9. H. Kolsky, "Stress Waves in Solids," New York, Dover Pub., (1963).
10. H. Couque, R.J. Asaro, J. Duffy and S. Lee, "Correlations of Microstructure with Dynamic and Quasi-Static Fracture in a Plain Carbon Steel," *Metall. Trans. A*, **19A**, pp. 2179-2206, (1988).
11. Y.C. Chi, S. Lee, K. Cho and J. Duffy, "The Effects of Tempering and Test Temperature on the Dynamic Fracture Initiation Behaviour of an AISI 4340 VAR Steel," *Mat. Sci. Eng. A*, **114**, pp. 105-126, (1989).
12. A. Marchand, J. Duffy, T.A. Christman and S. Suresh, "An Experimental Study of the Dynamic Mechanical Properties of Al-SiC_w Composite," *Eng. Frac. Mech.*, **30** pp. 295-315, (1988).
13. E.K. Tschegg and S. Suresh, *J. Am. Ceram. Soc.*, **70** (3), pp. C41-C43, (1987).
14. H. Tada, P.C. Paris and G.R. Irwin, "Tensile Fracture Toughness Measurements in Ceramics," in "The Stress Analysis of Cracks Handbook," Del Research Co. Hellertown, Pennsylvania, (1973).
15. T. Kobayashi, M. Niinomi, Y. Kodie and K. Matsunuma, "Instrumented Impact Testing of Ceramics," in Proc. 2nd Conf. A.P.C.S., Seoul, Korea, pp. 317-322, (1986).
16. L.X. Han and S. Suresh, "High Temperature Failure of an Alumina-Silicon Carbide Composite Under Cyclic Loads: Mechanics of Fatigue Crack-Tip Damage," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72** (7), pp. 1233-1238, (1989).
17. J.r. Griffith and G.Oates: *Fracture 1969-ICF2*, Brighton, ed. Chapman and Hall, London, England, pp. 229, (1969).
18. R.O. Ritchie, J.F. Knott and J.R. Rice, "On the Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel," *J. Mech. Phys. Solids*, **21**, pp. 395-410, (1973).
19. D.M. Tracey, "Finite Element Solutions for Crack-Tip Behaviour in Small-Scale Yielding," *J. Eng. Mat. Tech.*, **98**, pp. 146-151, (1976).