

## 입자강화 복합재료의 파괴인성에 관한 프랙탈 해석

김 엄 기\* · 남 승 훈\*\* · 고 성 위\*\*\*  
(96년 10월 8일 접수)

### Fractal Analysis on Fracture Toughness of Particulate Composites

Am-Kee Kim\* · Seung-Hoon Nahm\*\* · Sung-Wi Koh\*\*\*

**Key Words** : Fractal(프랙탈), Dimension(차원), Fracture Toughness(파괴인성), Particulate Composites(입자강화 복합재료), Fractography(파단면 해석법)

#### Abstract

A fractal analysis on fracture surface of aluminium-particulate SiC composites was attempted. As the volume fraction of SiC in composites increases, the fractal dimension tends to increase. However, no correlation between the fractal dimension and the fracture toughness in terms of critical energy release rate was observed. Since the fractal dimension represents the roughness of fracture surface, the fracture toughness would be a function of not only fracture surface roughness but also additional parameters. Thus the applicability of fractal analysis to the estimation of fracture toughness must depend on the proper choice and interpretation of additional parameters. In this paper, the size of characteristic structural unit for fracture was considered as an additional parameter. As a result, the size appeared to be a function of only volume fraction of SiC. Finally, a master curve for fracture toughness of aluminium-particulate SiC composites was proposed as a function of fractal dimension and volume fraction of SiC.

#### 1. 서 론

세라믹, 금속 또는 고분자 입자가 모재(matrix)에 분산 혼합된 입자분산형 복합재료는 강성(stiffness), 크리프 저항(creep resistance), 항복강

도, 내마모성 또는 경제성의 개선 등이 요구되는 경우에 사용되고 있다. 이 때 사용재료의 제조 및 선택에서 고려해야 할 중요 사항 중 하나는 재료가 사용 목적에 적합한 기능을 적절히 발휘하면서, 동시에 외력에 충분한 파괴저항력을 갖도록

\* 공주대학교 기계공학과

\*\* 한국표준과학연구원

\*\*\* 부경대학교 제어기계공학과

하는 것이다. 따라서 파괴저항에 대한 입자의 영향 중 입자가 차지하는 모재에 대한 체적비와 입자 크기의 분포 및 입자의 모양 등의 영향을 명확히 규명하는 것은 입자분산형 복합재료 사용의 선행과제이다.

한편 파괴저항은 일반적으로 파단면 거칠기로 표출되는 데 취성재료의 경우 파괴저항값은 파단면이 거칠수록 큰 값을 나타낸다. 입자분산형 복합재료 역시 예외일 수 없으며, 특히 이 재료의 파단면 형태가 입자의 특성에 크게 영향을 받는다는 사실에 주목할 필요가 있다. 이는 입자분산형 복합재료의 경우 파단면해석(fractography)이 파괴기구(fracture mechanism)와 파괴저항값에 대한 입자의 영향을 밝히는 효과적인 수단이 될 수 있음을 암시하는 것이다<sup>1)~3)</sup>.

최근 Mandelbrot 등<sup>4)</sup>이 불규칙(chaotic)한 파단면을 프랙탈(fractal) 차원으로 특성화(characterization)하고 프랙탈 차원과 파괴특성값(충격에너지)과의 관계를 연구한 이후 프랙탈 해석은 정량적 파단면해석법(quantitative fractography)의 주요한 도구로 자리 잡아가고 있다<sup>5)</sup>. 이 분야의 주요 과제는 파단면의 프랙탈 차원을 보다 정확하고 쉽게 측정하는 이론 및 실험방법을 연구하는 것과 측정된 프랙탈 차원으로부터 재료의 파괴특성값을 예측하는 방법을 연구하는 것이다. 지금까지의 연구결과는 후자보다는 전자에서, 즉 파단면의 프랙탈 차원 측정 기술에서 성과를 나타내고 있는 반면 그 응용분야에서의 발전이 미흡함을 보인다. 이는 후자의 연구가 전자의 발전에 기초하기 때문이기도 하지만 근본적으로 복잡한 파괴거동을 파단면해석에서 얻은 한 파라미터(프랙탈 차원)에 의존하여 설명하려는 데에서 오는 어려움으로 인식된다.

본 연구는 앞서 설명한 연구분야 중 후자에 속하는 연구로서 입자분산형 복합재료의 일종인 SiC 입자강화 Al 복합재료의 파괴인성값 예측을 위한 파단면 프랙탈 해석의 응용 가능성을 검토하였다. 인용문헌<sup>1)</sup>의 실험결과를 참고하여 입자의 체적비에 따른 파괴인성값 변화를 프랙탈 차원과 재료의 특성구조단위(characteristic structural unit) 크기(길이)로부터 예측하는 방법을 논하였다.

## 2. 파단면과 프랙탈

인공적으로 빚어진 형체는 직선(또는 평면) 또는 매끄러운 곡선(또는 곡면)으로 구성되는데 반하여 자연에 의하여 형성된 해안선, 강, 산맥, 구름 및 파단면 등은 모양이 거칠고(rough) 파편적(fragmented)이다. 이 같이 불연속한 자연의 형상을 특성화하는데 있어서 점, 선, 면 및 체적의 차원을 정수(0, 1, 2 및 3)로 정의해온 종래의 유클리드(Euclid) 기하학은 크게 도움이 되지 못한다. 따라서 Mandelbrot은 종래의 유클리드 기하학 대신에 프랙탈 기하학을 제시하였다<sup>6)</sup>. 프랙탈의 본질은 다른 스케일(scale)에서의 자기 유사성(self-similarity)의 보존이다. 즉 프랙탈 형상 중 일부 확대 또는 축소된 부분의 모습은 전체 모습과 유사하다(통계학적 관점에서 동일하다). 프랙탈 형상은 프랙탈 차원에 의하여 특성화가 가능하며, 프랙탈 곡선의 차원은 다음 식에 의하여 소수로 표시된다<sup>6)</sup>.

$$D = \frac{\ln N}{\ln(1/\delta)} \quad (1a)$$

여기서  $D$ 는 프랙탈차원이며,  $N$ 은 전체 곡선의 투영길이를 1로 가정하여(Fig. 1에서 곡선의 양단을 이은 직선의 길이를 1로 가정한 것과 동일함) 각 단계의 곡선을 길이  $\delta$ 인 subpart(해당 곡선의 직선구간 길이)로 나누었을 때의 subpart의 수이다. 프랙탈 형상의 이해를 돕기 위하여 간단한 인위적 프랙탈 곡선을 구성해 보자. Fig. 1에서와 같이 곡선의 초기형상을 길이가 1인 initiator(Fig. 1의 첫번째 직선)로 나타내고 그 initiator를 변형시키는 도구로써 두번째 곡선 중간 1/3부분의 정삼각형 모양의 산과 같은 generator를 설정하여, 각 곡선의 직선 구간을 generator로 대체하는 과정을 무한히 반복하면 인위적인 프랙탈 곡선을 얻게 된다(Fig. 1과 같은 프랙탈 곡선을 Koch 곡선이라고 함). 이상의 Koch 곡선의 프랙탈 차원은  $n=1$  단계에서  $\delta=1/3$ 이고  $N=4$ 이므로 식(1a)에 의하여 다음과 같이  $D=1.2619$ 가 된다.

$$D = \frac{\ln 4}{\ln 3} = 1.2619 \quad (1b)$$

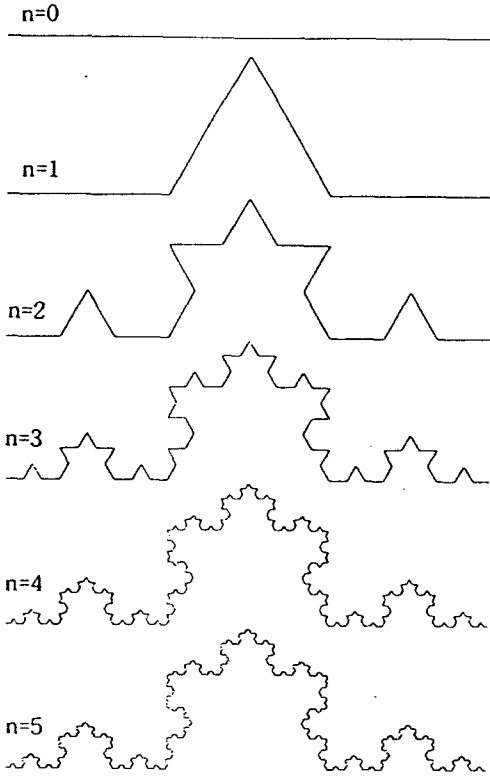


Fig. 1 Construction of the triadic Koch curve

한편 Fig. 2에서와 같이 파단면에 수직한 프로파일(profile) 곡선의 길이를 측정하는 방법을 고려해 보자. 길이가  $r=r_0$ 인 자를 이용하여 곡선의 길이를 측정하면, Fig. 2a에서 보인 바와 같이  $N$  회의 반복에 의하여 측정되므로 곡선의 길이  $L$ 은 잣대의 길이에 측정횟수를 곱한 다음 식에 의하여 계산된다.

$$L = Nr \tag{2}$$

그러나 같은 곡선을 길이가 종전 길이의 절반인  $r=0.5r_0$ 인 자(다시 말하면 관찰자의 스케일을 1/2배로 축소시킴을 의미함)를 사용하여 식(2)와 같은 방법으로 측정한 결과는 종전의 결과와 다르게 나타나게 되는데, 왜냐하면 Fig. 2b에서 보인 바와 같이 측정에 필요되는 횟수는  $r=0.5r_0$ 인 경우가  $r=r_0$ 인 경우의 두배 이상이 되어 측정길이는 전에 비하여 증가하기 때문이다. 이와 같이

곡선의 길이는 관찰자 스케일의 감소에 따라 증가하며 절대적 측정길이는 존재하지 않는다. 이렇게 하여 얻어진 프랙탈 곡선 길이와 스케일의 함수관계는 다음 식(3)으로 표시되며 Richardson식으로 알려져 있다<sup>7)</sup>.

$$L = kS^{1-D} \tag{3}$$

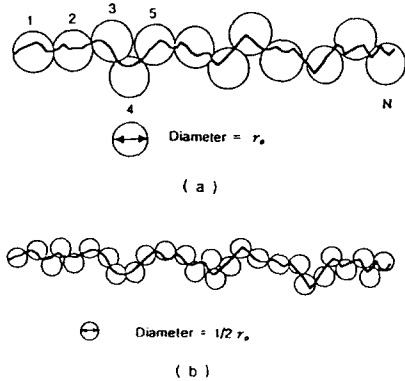


Fig. 2 Measuring the length of a curve with a  $r$  long ruler. Changing the size of a measuring ruler may produce a different measure of the length

여기서,  $L$ 은 식(2)의 방법에 의해서 측정된 곡선의 길이이고,  $S$ 는 스케일(스케일은 잣대 길이와 선형적인 관계가 있다)이며,  $D$ 는 곡선의 차원이고,  $k$ 는 비례상수이다.  $D$ 가 1이 되는 경우의 곡선은 유클리드 곡선이며, 이때 곡선 길이  $L$ 은 스케일에 독립되어 일정한 측정값을 갖게 된다.  $1 < D < 2$ 이면, 곡선은 차원이  $D$ 인 프랙탈 곡선이 되어 길이는 스케일의 함수가 된다. 프랙탈 차원은 물리적으로 곡선의 뒤틀림의 정도를 나타낸다. 즉 곡선의 뒤틀림이 크면 큰 프랙탈 차원을 갖게 된다. 이상에서 기술한 바와 같이 프랙탈 차원은 파단면의 복잡한 기하학적 구조(거칠기)를 정량화하는 유용한 도구로 활용될 수 있다.

### 3. 실험 방법

#### 3.1. 실험재료 및 시험편

실험방법에 관한 내용은 본 논문에서 논의한 실

험 데이터가 Davidson의 연구결과로부터 인용된 관계로 인용문헌<sup>1)</sup>이 포함하고 있는 실험방법의 내용을 참고로 기술한다. 실험재료는 입자의 체적비(복합재료에서 SiC 입자가 차지하는 체적)/(복합재료의 체적)가 0.00(0%), 0.15(15%) 및 0.25(25%)인 실리콘 카바이드(SiC) 입자강화 알루미늄(2014 및 2024) 복합재료로서 열간 압출된 billet을 ingot method로 제작하였다. 실험재료는 압출상태 그대로인 as-received(AR)와 석출 시효경화처리한 peak-aged(PA) 두 종류이며, 시험편은 Fig. 3과 같은 모양의 CT(Compact Tension) 시험편으로 제작되었다.

### 3.2. 파괴인성의 측정

시험편의 노치로부터 피로균열을 형성시키기 위하여  $\Delta K_I \leq 8 \text{ MPa m}^{1/2}$  의 피로하중을 가하고 피로균열이 형성되면 실험에 미칠 과부하 효과를 배제하기 위하여 피로하중을 서서히 감소시켜 균열 성장률이  $10^{-10} \text{ m/cycle}$ 에 도달하도록 하였다. 그 후에 피로하중을 다시 다소 증가 고정시켜 시험편이 동적파단에 도달할 때까지 실험을 계속하였다. 모든 실험을 컴퓨터제어 피로시험기를 사용하여 수행하였으며 균열길이는 컴플라이언스(compliance) 법에 의하여 측정되었다. 시험편의 형상, 시험편에 가했던 최종단계의 피로하중과 동적파단이 발생한

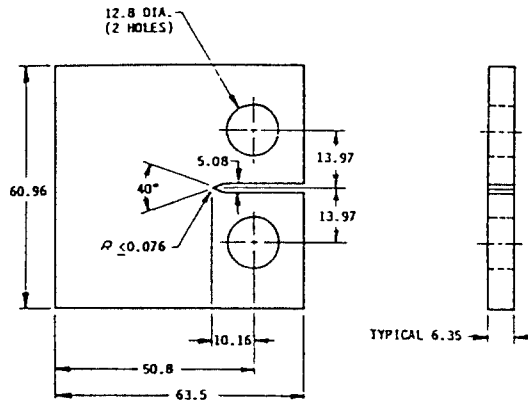


Fig. 3 Dimensions of the specimens used for the measurement of fracture toughness(unit: mm)

순간의 균열길이로부터 파괴인성값  $K_{Ic}$ 를 계산하였다. 균열길이의 검증은 실험후 하중선으로부터 시험편 파단면의 피로균열과 동적균열의 경계선까지의 거리를 실측하여 컴플라이언스법과 비교하였다. 임계 에너지해방률  $G_c$ 는 선형 탄성파괴역학에서의  $G_c = \frac{(1-\nu^2)K_{Ic}^2}{E}$ 의 관계식을 이용하여 산출하였다. 이때 탄성계수  $E$ 는  $E = E_1\nu + E_2(1-\nu)$ 로부터 계산하였다. 여기서  $E_1$ ,  $\nu$ 는 SiC의 탄성계수와 체적비이고,  $E_2$ 는 모재(Al)의 탄성계수이다.

### 3.3. 프랙탈 차원의 측정

실험 후 재료의 파단면을 채취하여 니켈(electroless nickel) 도금하고 에폭시 수지로 고정시킨 다음 균열성장 방향에 평행하고 파단면에 수직되게 단면을 취하였다. 그 후 단면을 연마(polishing)하고 광학현미경을 통하여 x 200 배율의 사진을 촬영하였다. 사진으로부터 화상해석시스템(image analyser)을 이용하여 시험편과 니켈의 경계선으로 나타나는 파단면 프로파일 곡선의 좌표를 모니터링의 pixel 위치를 이용하여 디지털 데이터로 저장하였다. 그 다음 컴퓨터 프로그램에 의한 가상의 잣대와 저장된 데이터를 사용하여, 잣대 길이 변화 ( $r = 2.12 \sim 48.1 \mu\text{m}$ )에 따른 파단면 프로파일 길이를 식(2)에 의하여 측정하였다. 측정된 결과로부터 스케일과 파단면 프로파일 길이의 관계(식(3))를 Fig. 4와 같이  $\text{Log}S$  대  $\text{Log}L$ 의 선형관계로 도시하여, 얻어진 직선의 기울기로부터 프랙탈 차원을 결정하였다.

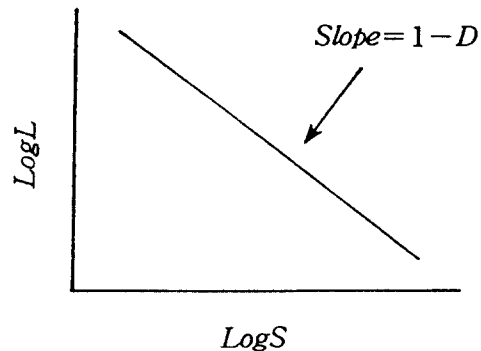


Fig. 4 A Log-Log plot of Richardson's equation provides a slope equal to  $1 - D$

## 4. 결과 및 고찰

### 4.1. 프랙탈 차원과 SiC 체적비의 관계

Mandelbrot 등의 초기 파단면 연구의 주요 목적은 불규칙한 파단면이 프랙탈임을 밝히는 것이었으며 이는 프랙탈 차원을 측정함으로써 증명되었다<sup>4)</sup>. 그러나 비록 재료의 파단면이 프랙탈적이라고 하여도 무한히 커거나 또는 작은 스케일에 까지 자기 유사성(self-similarity)이 보존되는 순수한 수학적 의미의 프랙탈 형상과는 차이가 있으며, 실제적으로 파단면 형성과 관계하는 재료의 구성단위(예, 원자, grain, 입자분산형 복합재료의 경우에는 입자 등의 크기)에 따라 물리적 제한을 갖게 된다. 앞서 설명한 Koch 곡선에 비유하면 파단면 프로파일은 어느 단계에서 변형이 멈춰버린 Koch 곡선과 유사하다고 할 수 있다. 이것은 Underwood 등<sup>5)</sup>의 파단면 프로파일 실험결과가 Fig. 5에서 표시된 바와 같이 부분적 범위의 스케일에서만 프랙탈 구조 ( $LogL$ 과  $LogS$  사이에 선형관계가 유지되어야 프랙탈임)를 나타내는 결과로부터 확인된다. 본 논문에서 인용한 복합재료 파단면 프로파일의 프랙탈 차원도 측정 갖대의 길이가  $2.12 < r < 48.1 \mu m$ 인 제한된 범위에서 측정된 것으로서 미시와 거시의 중간 스케일의 파단면 특성을 나타내는 것으로 이해해야 할 것이다. 따라서 이 보다 작은 스케일(큰 관측 배율)에서 관찰되는 파괴와 관련된 미시적 구조를 프랙탈 구조의 연장선 상에서 이해하는 것은 적절치 못하다. 그러나 이상과 같은 프랙탈 차원 적용범위의 한계에도 불구하고 프랙탈 차원은 그 값이 크면 거칠기가 증가하게 되는 파단면 특성화의 한 주요한 파라미터임에는 변함이 없다. 따라서 파단면 거칠기와 밀접한 관계가 있는 비파괴에너지(specific fracture energy)를 고찰함에 있어 프랙탈 차원과의 상관관계를 검토할 필요가 있다고 생각된다.

Fig. 6은 SiC 체적비 증가에 따른 프랙탈 차원의 변화를 보인 것이다. 열처리 유무에 따라 AR(as received) 및 PA(peak aged)로 분리 표시된 파단면 프랙탈 차원은 두 경우 모두에서 SiC 체적비 증가와 함께 증가하고 있다. 또한 체적비가 0.15(15%)

인 재료에서는 열처리의 유무에 따라 프랙탈 차원이 큰 차이를 나타내고 있고, 이에 반하여 체적비가 0.25(25%)인 경우에는 프랙탈 차원의 차이가 거의 사라진다. 이는 재료의 파단면 형성과정에서 열처리 상태와 SiC 체적비의 상호 작용을 나타내는 것이다. 비교적 적은 SiC 체적비(15%)의 복합재료에서는 주로 Al 모재의 미시구조 특성이 복합재료의 파단면 거칠기에 크게 영향을 주기 때문에 열처리의 유무로 인한 모재의 미시구조 차이로 인하여 AR재와 PA재 간에 비교적 큰 프랙탈 차원의

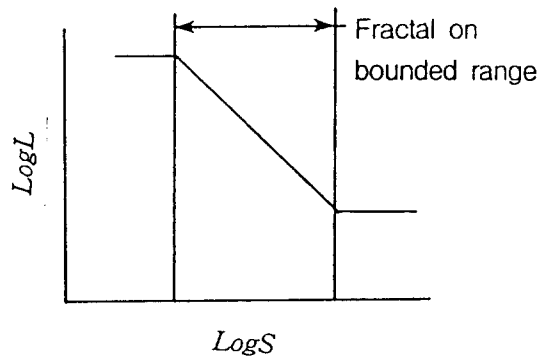


Fig. 5 Physical fractals have scale dependence over a bounded range of scales

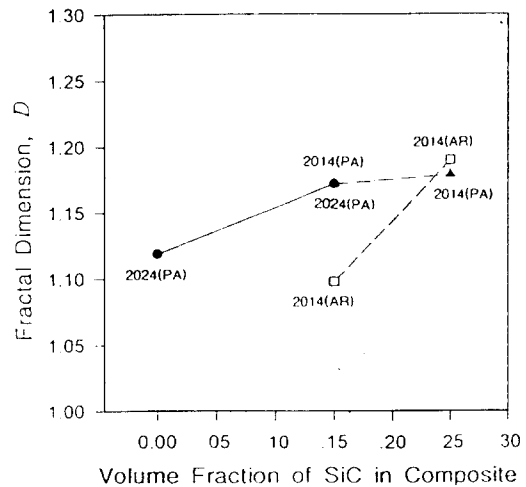


Fig. 6 Fractal dimension variation with volume fraction of SiC

차이를 나타내며, 반대로 SiC 체적비가 큰 0.25(25%) 복합재료의 경우에는 Al 모재의 미시구조에 비하여 재료 내의 SiC 입자의 분포 상태가 파단면의 거칠기를 주도적으로 결정하기 때문에 열처리 유무의 차이에도 불구하고 AR제와 PA제 간에 비슷한 프랙탈 차원 값을 보이는 것으로 생각된다.

4.2. 프랙탈 차원과 파괴인성의 관계

Fig. 7은 일종의 파괴에너지인 파괴인성,  $G_c$ (임계 에너지해방률)의 파단면 프로파일 프랙탈 차원의존성을 나타낸 것이다.  $G_c$ 와 프랙탈 차원의 상관관계를 AR 및 PA제의 경우로 분리해서 보면, PA제 경우의  $G_c$ 는 프랙탈 차원 의존성이 매우 크고 AR제는 크게 나타나지 않고 있다. 전체적으로 보아 각 경우에 프랙탈 차원의 증가가 파괴인성을 감소시키는 것으로 나타나고 있다. 이 같은 결과는 프랙탈 차원이 거칠기 파라미터라는 점에서 파단면 거칠기의 증가가 파괴인성의 감소를 의미하게 되므로 파괴인성과 파단면 거칠기의 상관관계에 관한 우리의 일반적 상식에 모순되는 결과를 나타내는 것이다. 따라서 부분적 스케일 범위에서 측정된 파단면 프랙탈 차원은 SiC 입자강화 Al 복합재료의 파괴인성,  $G_c$  평가에 부적절한 파라미터이거나, 또는 그 프랙탈 차원이  $G_c$ 에 영향을 미치는 여러 파라미터 중 하나일 가능성을 생각할 수 있다.

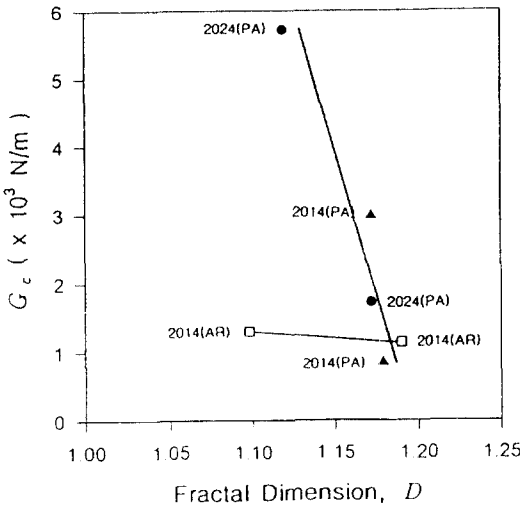


Fig. 7 Fracture toughness,  $G_c$  vs. fractal dimension,  $D$

4.3. 파괴인성값 마스터곡선

Mecholsky 등<sup>8)</sup>은 취성재료(세라믹) 파괴와 관련하여 특성구조단위 크기(size of characteristic structural unit for fracture),  $L_o$ 를 다음과 같이 정의하여 제안하였다.

$$L_o = \frac{2\gamma_f}{E(D-1)} \quad (4)$$

여기서  $\gamma_f$ 는 단위 균열면 형성을 위한 비파괴에너지(specific fracture energy)로 취성재료의 경우에  $G_c/2$ 와 동일하다.  $E$ 는 탄성계수이며,  $D$ 는 파단면 프로파일의 프랙탈 차원이다. 실험결과로부터 얻어진 단결정 세라믹의 경우는  $L_o=0.1nm$ 이고, 다결정 세라믹의 경우는  $L_o=0.3\sim 0.4nm$ 이며, 그라스 세라믹(glass ceramic)의 경우는  $L_o=5.0nm$ 이었다<sup>8)</sup>. 이 값들은 단결정 및 다결정 세라믹의 경우, 원자간 결합거리에 상당하고, 그라스 세라믹의 경우에는 그라스 상(phase)에 둘러싸인 결정 덩어리(crystal cluster)의 크기에 대응하는 것으로 밝혀져 있다.

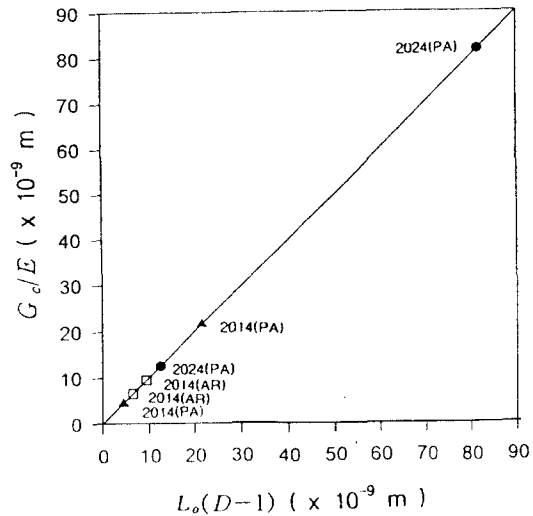


Fig. 8  $L_o(D-1)$  vs.  $G_c/E$

한편 Passoja<sup>9)</sup>는 열역학적 접근법으로, Williford<sup>10)</sup>는 균열선단의 손상분포(damage distribution)의 프랙탈 구조 가정으로부터 각각 식(4)의 적용범위를 비교적 연성파괴 재료인 금속에까지 확장시키

고 있다. 따라서 본 논문에서 취급한 SiC 입자강화 Al 복합재료들의  $L_o$ 를 식(4)로부터 계산하였다. Fig. 8은 계산된  $L_o$ 와 그 외 파라미터들( $D$ ,  $G_o$ , 및  $E$ )과의 관계(식(4))를 직선 상에 도시한 것이다. 또한 이상의 결과로부터 SiC 체적비에 따른  $L_o$ 의 변화를 Fig. 9에 나타내었다. Fig. 9는 SiC 체적비의 증가가  $L_o$ 를 감소시키는 결과를 나타내고 있다.

여기서  $L_o$ 의 크기는 프랙탈 차원의 경우와는 달리 열처리 유무에 크게 영향을 받고 있지 않음에 주목할 필요가 있다.  $L_o$ 의 물리적 의미는 앞서 설명한 바와 같이 미소균열 형성과정과 밀접한 파단면의 구성단위 크기로서, 예를 들면 Koch 곡선(Fig. 1)의 최종 변형단계에서의 generator 크기와 유사한 의미를 내포한다.

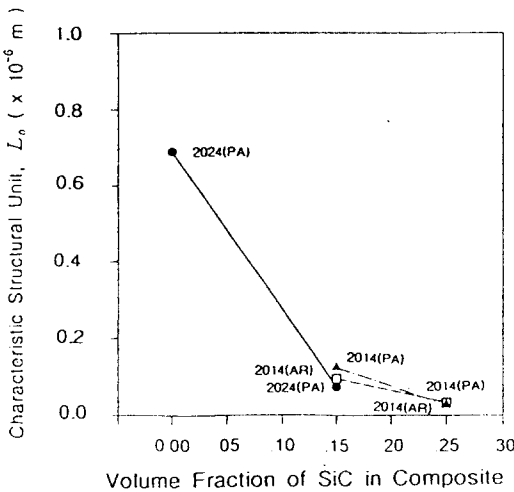


Fig. 9 Volume fraction of SiC vs. size of characteristic structural unit for fracture  $L_o$ .

한편 입자분산형 복합재료의 파단면 구성을 다음과 같은 3가지 경우로 가정할 수 있는데, (1) 파단면의 경로가 모재(Al)를 통과하거나, (2) 입자(SiC) 내에서 진행하거나, 또는 (3) 입자와 모재의 경계를 따라 진행하는 경우로 구분된다. (1)만이 발생하게 되는 경우는 체적비가 0.00(0%)인 순 Al 재료의 경우이며(이때  $L_o(Al) = 0.69\mu m$ 로 최대가 된다), (2)만이 발생하는 경우는 체적비가

1.00(100%)인 순 SiC 세라믹의 경우에 해당된다(이때  $L_o(SiC) \approx 0.35nm$ 로 최소가 된다). 또한 (3)의 경우는 (1)과 (2)의 중간적 경우로 이해된다. 일반적인 입자분산형 복합재료는 이상의 3가지 경우가 혼합된 형태로 파단면이 형성되는데, 각 경우의 비율은 입자(SiC)의 체적비에 영향을 받게 될 것이다. 따라서 특성구조단위 크기  $L_o$ 는 (1)과 (2) 경우에 해당하는 최대  $L_o(Al)$ 와 최소  $L_o(SiC)$  사이에서 SiC 체적비에 따라 결정된다.

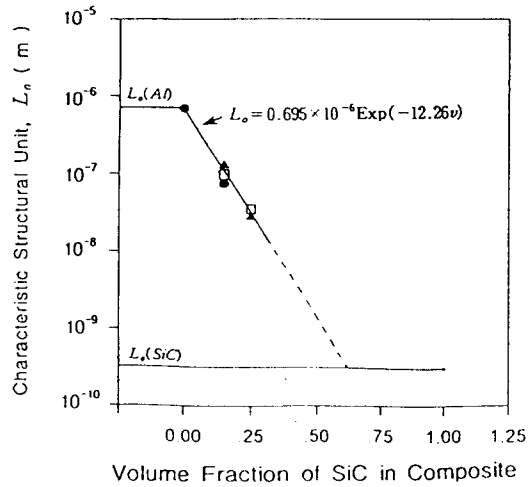


Fig. 10 Functional relation between volume fraction of SiC and  $L_o$ .

Fig. 10은 Fig. 9를 SiC 체적비와  $\log L_o$ 의 관계로 재 도시한 것이다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 체적비가 0.25(25%) 이하인 경우에  $\log L_o$ 와 체적비와의 사이에는 선형관계가 성립되고 있다. 따라서  $L_o$ 는 식(5)와 같이 체적비만의 지수함수로 표시할 수 있고, 본 연구에서 취급한 복합재료의 경우 식(5)가 포함하고 있는 상수값은  $m = 0.695 \times 10^{-6}$  (m),  $b = 12.26$ 이었다.

$$L_o = me^{-bv} \tag{5}$$

이상의 결과를 종합하여 식(4)에 식(5)를 대입하면, SiC 입자강화 Al 복합재료의 파괴인성값  $G_o$ 를 다음과 같은 마스터 곡선(master curve) 식으로부터 구할 수 있다.

$$G_c = me^{-bv}E(D-1) \quad (6)$$

여기서  $m$ 과  $b$ 는 재료상수로 취급된다. 단, 식 (5)가 SiC 체적비  $v=0.25(25\%)$  이하에서 실험적으로 얻어졌기 때문에 그 이상의 체적비에 대한 식 (6)의 적용은 각별한 주의가 요망된다. 또한 본 연구에서 취급하지 못한 입자의 크기 및 모양 등의 차이에 따른 변화는 앞으로 더 연구되어야 할 과제로 남는다.

## 5. 결 론

SiC 입자강화 Al 복합재료의 파괴인성값 예측을 위한 파단면해석 결과로부터 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) AR 및 PA재의 파단면 프랙탈 차원은 SiC 체적비 증가와 함께 증가하였다.
- (2) AR 및 PA재의 파괴인성값,  $G_c$ 는 파단면 프랙탈 차원의 증가에 따라 감소하였으며 PA재의 파괴인성값이 AR재의 파괴인성값에 비하여 SiC 체적비 의존성이 높게 나타났다.
- (3) 특성구조단위 크기는 SiC 체적비에 따라 지수적으로 감소하는 SiC 체적비의 지수함수로 표시할 수 있었다.
- (4) 파괴인성값,  $G_c$ 는 식(6)에 의하여 제한된 범위의 SiC 체적비 내에서 파단면의 프랙탈 차원, 탄성계수 및 SiC 체적비로부터 예측 가능하였다.

## 후 기

본 논문은 공주대학교 1995년도 자체 학술 연구비 지원으로 이루어진 것이며, 이에 관계자 여러분께 감사드립니다.

## 참고문헌

- 1) Davidson, D. L., "Fracture surface roughness as a gauge of fracture toughness: aluminium-particulate SiC composites", J. of Material Science, Vol.24, No.2, 1989
- 2) Saouma, V. E., Barton, C. C. and Gamaleldin, N. A., "Fractal Characterization of Fracture Surfaces in Concrete", Eng. Fracture

- Mechanics, Vol.35, 1990
- 3) Hadianfard, M. J., Healy, J. and Mai, Y. W., "Fracture characteristics of a particulate - reinforced metal matrix composite", J. of Materials Science, No.29, 1994
- 4) Mandelbrot, B. B., Passoja, D. E. and Paullay, A. J., "Fractal character of fracture surfaces of metals", Nature, Vol.308, No.19, 1984
- 5) Underwood, E. E. and Banerji, K., "Fractals in Fractography", Materials Sci. and Eng., Vol.80, 1986
- 6) Mandelbrot, B. B., "The Fractal Geometry of Nature," Freeman, San Francisco, 1983.
- 7) Feder, J., "Fractals", Plenum, New York, 1988
- 8) Mecholsky, J. J., Mackin, T. J. and Passoja, D. E., "Self-Similar Crack Propagation in Brittle Materials", Advance in Ceramics, Vol.22, The American Ceramic Society Inc., 1988
- 9) Passoja, D. E., "Fundamental Relationships between Energy and Geometry in Fracture", Advances in Ceramics, Vol.22, The American Ceramic Society Inc., 1988
- 10) Williford, R. E., "Scaling Similarities between Fracture Surfaces, Energies, and a Structure Parameter", Scripta Metallurgica, Vol.22, 1988
- 11) Zhang, M. Q., Xu, J. R., Zeng, Huo, Q., Zhang, Z., Y., Yun, F. C. and Friedrich, K., "Fractal approach to the critical filler volume fraction of an electrically conductive polymer composite", J. of Material Science, Vol.39, 1995
- 12) Li, J. C. M., "A Theoretical Limit of Fracture Toughness", Scripta Metallurgica, Vol.22, 1988
- 13) Wang, Z. G., Chen, D. L., Jiang, X. X., Ai, S. H. and Shih, C. H., "Relationship between Fractal Dimension and Fatigue Threshold Value in Dual-Phase Steels", Scripta Metallurgica, Vol.22, 1988