

## 자동차구조용 SiC<sub>p</sub>/Al-Si복합재의 피로균열 진전특성에 대한 연구

고 승 기<sup>1)</sup> · 이 해 무<sup>2)</sup>

군산대학교 기계공학부<sup>1)</sup> · 한국표준과학연구원<sup>2)</sup>

### Fatigue Crack Growth Characteristics of SiC<sub>p</sub>/Al-Si Alloy Composites for Automotive Structures

Seungkee Koh<sup>\*1)</sup> · Haemoo Lee<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>School of Mechanical Engineering, Kunsan National University, Gunsan, Jeonbuk 573-701, Korea

<sup>2)</sup>Korea Research Institute of Standard and Science, Doryong-dong, Yusung-gu, Daejeon 305-600, Korea

(Received 12 January 2005 / Accepted 23 May 2005)

**Abstract** : In order to investigate the behavior of fatigue crack growth of SiC-particulate- reinforced Al-Si alloy composites, fatigue tests using single edge notched tension(SENT) specimens were performed. Composite materials were manufactured by using both permanent die casting and extrusion processes with different volume fractions of 10% and 20%. SiC<sub>p</sub>-reinforced Al-Si composites showed the increased levels of threshold stress intensity factor range,  $\Delta K_{th}$ , for the increased volume fractions of SiC particles, which implies the increased fatigue crack growth resistance at the threshold or low  $\Delta K$  levels, compared to the unreinforced Al-Si alloy. In the Paris region, however, the composites showed the increased rate of crack growth resulting in the unfavorable effects on the fatigue crack growth resistance. Critical stress intensity factor range at unstable crack growth leading to final fracture decreased as the volume fraction of SiC particle increased, because of the reduced fracture toughness of the composites. Extruded materials showed higher threshold and critical values than the cast materials.

**Key words** : Metal matrix composites(금속기지복합재), Volume fraction(체적비), Fatigue crack growth(피로균열 진전), Stress intensity factor(응력세기계수), Crack closure(균열닫힘)

### 1. 서 론

탄화규소입자가 강화된 알루미늄 기지 복합재는 기지에 비하여 비강성, 비강도가 높으며 주조, 압연, 단조, 그리고 압출 등과 같은 기존의 방법으로 제조 및 가공이 가능한 많은 장점을 지닌 새로운 자동차 구조용 경량재료이다.<sup>1)</sup> 특히 실리콘함량을 증가시킨 Al-10%Si기지에 탄화규소입자(SiC<sub>p</sub>)를 첨가한 SiC<sub>p</sub>/Al- 10%Si복합재는 최근에 새로이 개발된 신소

재이다. 기지에서의 실리콘함량 증가는 기지와 강화입자간의 화학작용을 차단하여 계면강도를 향상시킨다. 매우 방향성이 강한 연속적인 장섬유강화 금속기지복합재에 비하여 단섬유 또는 입자의 불연속상으로 강화된 금속기지복합재는 근본적으로 등방성을 나타내며, 특히 주조에 의한 입자강화 알루미늄복합재의 제조는 저렴한 비용으로 비강성, 비강도 및 내마모성을 지닌 복합재를 얻을 수 있어서 자동차 및 항공기 등과 같은 수송기기의 고강도 경량부품에 효과적으로 사용된다.<sup>2)</sup>

입자강화 복합재의 피로균열진전특성에 대하여

\*To whom correspondence should be addressed.  
skkoh@kunsan.ac.kr

많은 연구가 진행되어 오고 있으며, 피로특성은 강화입자의 체적비, 형상, 크기, 분산도, 그리고 기지 금속의 미세조직 등 여러 영향을 받는 것으로 보고되고 있다.<sup>3-7)</sup> 특히 미세조직 및 응력비에 많은 영향을 받는 하한계영역 및 불안정파괴영역에서 강화입자가 피로균열진전에 미치는 영향은 매우 복잡한 현상으로서 서로 상반된 결과가 보고되고 있다.<sup>6,7)</sup> 또한 주조방법에 의하여 제조된 금속기지복합체는 분말야금법 또는 용탕제조 후 압출하여 제작된 복합재에 비하여 열등한 피로특성을 나타내며, 이는 주조복합재의 SiC입자와 기지금속과의 계면강도, 강화입자의 불균일한 분포, 주조결함 등에 기인하는 것으로 알려지고 있으나, 균열진전거동 및 저항성에 대한 구체적인 연구는 부족한 형편이다.<sup>8,9)</sup>

본 논문에서는 복합재의 제조방법 및 강화입자의 체적비가 알루미늄기지 복합재의 피로균열 진전속도와 진전거동에 미치는 영향을 파악하기 위하여 주조 및 압출된 복합재를 이용한 피로시험을 수행하여 각각의 피로균열진전에 대한 저항성을 기지와 비교하여 평가하였다.

## 2. 시험편 및 실험방법

### 2.1 재료 및 시험편

본 연구에 사용된 재료는 Duralcan에서 제조된 것으로 10%의 규소(Si)를 포함하는 알루미늄합금용 기지로 하여 SiC입자를 첨가한 후 주조 및 압출된 15mm 직경의 원통형상 복합재이다.

기지 금속 역시 비교평가를 위하여 같은 방법으로 제조되었다. 첨가된 SiC입자의 체적비(volume fraction)는 주조재의 경우 10%vol, 20%vol, 압출재의 경우 20%vol이며 강화입자의 크기는 약 15 $\mu$ m이다. 재질은 각각 T4열처리 조건에 따라 540 $^{\circ}$ C에서 5

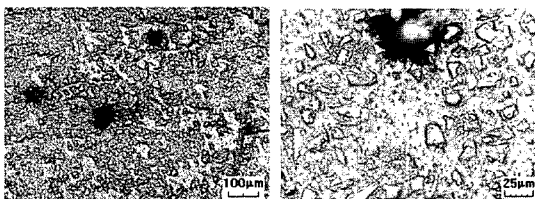
시간 열처리 후 40 $^{\circ}$ C의 물에 담금질하였다.

주조 및 압출방법으로 제조된 SiC<sub>p</sub>/Al-Si복합체의 미세구조는 Fig. 1과 같으며, 이는 복합재 시편의 표면을 연마하고 레플리카(replica)법을 이용하여 복제한 후 광학현미경을 이용하여 각각 125, 500배로 확대하여 얻어졌다. 주조재인 경우 입자의 분포와 더불어 기공(porosity)도 존재함을 Fig. 1(a)에서 확인할 수 있다. 반면 Fig. 1(b)의 압출된 재료의 경우 기공은 나타나지 않으며 압출 방향(그림의 상하방향)으로의 입자 배열 경향을 나타내고 있다.

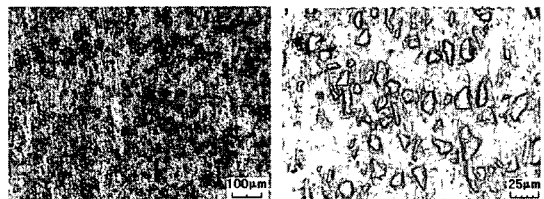
기지 금속 및 복합재료의 기계적 성질은 각각 Table 1과 같다.<sup>9)</sup> Table 1로부터 강화입자의 체적비가 증가함에 따라 탄성계수, 항복강도는 증가하고 있으나 파단변형률 즉, 연성은 급격히 감소함을 알 수 있다. 압출재가 주조재에 비해 상대적으로 높은 항복강도, 인장강도 및 연성을 나타내고 있어 전체

Table 1 Mechanical properties of cast and extruded alloys and composites

|  | Cast alloy and composite (SiCp vol%) |       |       | Extruded alloy and composite (SiCp vol%) |       |
|--|--------------------------------------|-------|-------|--|-------|
|  | 0                                    | 10    | 20    | 0  | 20    |
| Young's modulus, E(GPa)                          | 69.9                                 | 86.4  | 99.1  | 76.4                                     | 113.0 |
| 0.1% offset yield strength, $\sigma_{0.1}$ (MPa) | 124.5                                | 164.3 | 191.7 | 126.2                                    | 230.0 |
| Ultimate tensile strength, $\sigma_u$ (MPa)      | 247.8                                | 246.4 | 218.0 | 340.7                                    | 350.5 |
| Reduction in area, RA(%)                         | 4.9                                  | 4.5   | -     | 35.2                                     | 6.2   |
| Fracture strain, $e_f$                           | 0.063                                | 0.031 | 0.004 | 0.591                                    | 0.10  |
| Strain hardening exponent, n                     | 0.182                                | 0.155 | 0.186 | 0.181                                    | 0.137 |
| Strength coefficient, K(MPa)                     | 435.5                                | 479.9 | 705.8 | 432.6                                    | 594.4 |



(a) Cast SiC<sub>p</sub>20%vol/Al-Si composite



(b) Extruded SiC<sub>p</sub>20%vol/Al-Si composite

Fig. 1 Microstructures of SiC<sub>p</sub>/Al-Si composites

적인 기계적인 성질이 우수함을 알 수 있다. Table 1에서 취성이 매우 큰 SiC<sub>p</sub>20%/Al복합재의 0.2% offset 항복응력을 얻을 수 없었으므로 모든 재료에 대한 항복응력의 비교를 위해서 0.1% offset 응력을 항복응력으로 정의하였으며, 인장시험에는 직경 8mm의 봉상시험편이 사용되었다.

피로시험편의 형상은 Fig. 2와 같이 주조 및 압출 가공된 봉상 소재로부터 밀링가공과 와이어 방전가공을 이용하여 ASTM 규정에 따라 제작되었다.<sup>10)</sup>

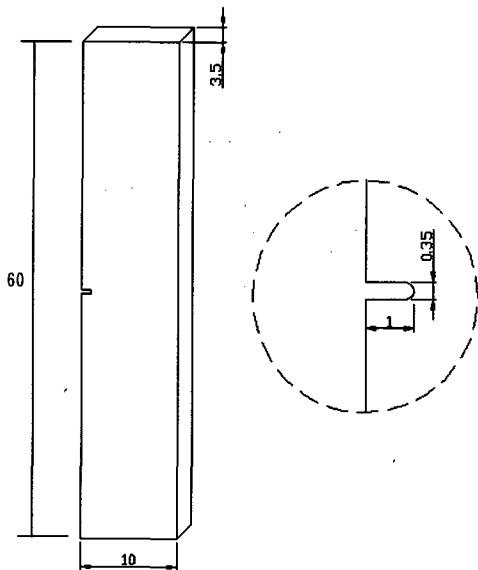


Fig. 2 Fatigue crack growth test specimen

## 2.2 실험장치 및 절차

피로실험을 위하여 INSTRON사의 유압식 만능 피로시험기(model 8516)와 스트로보스코프, 화상처리장치, 고속현미경, 디지털 다이얼 게이지 등을 사용하였다. Fig. 2와 같이 소형 피로시험편을 사용한 피로시험을 위하여 10kN 용량의 하중계를 장착하였으며, 압출방향으로 피로하중을 작용하였다. 슬릿노치로부터의 균열을 관찰하기 위해 이동현미경을 통해 모니터로 시험편의 노치선단을 관찰할 수 있도록 화상처리장치를 제작하여 화상보드로 화면 저장이 가능하도록 구성하였다. 균열길이의 정확한 측정을 위해 시편 표면을 레플리카 필름으로 복제 한 후 광학현미경과 디지털 다이얼 게이지를 이용하였다.

시편은 균열관측이 용이하도록 표면을 #600 ~ #2000 에머리 페이퍼를 이용하여 연마를 한 후, 0.3 μm의 산화알루미늄(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)분말을 사용하여 마무리 연마하였다.

시편 슬릿으로부터 피로 예균열(precrack)을 발생시키기 위하여 피로시험기를 사용하여 일정 진폭의 피로하중을 가하였다. 최초 슬릿 선단으로부터 0.5mm까지의 균열을 예균열 길이로 정하고 지연효과를 고려하여 균열진전속도의 완급을 조절하였다. 균열진전실험은 20~25Hz의 일정 진폭의 하중으로 응력비(R)가 0.1이 되도록 하였으며, ΔK<sub>th</sub> 값을 구하기 위해 피로하중을 점진적으로 감소시키면서 균열진전속도가 10<sup>-9</sup>m/cycle 이하가 되도록 하였다.

실험에 사용한 단일노치시험편(single edge notched tension specimen: SENT)의 K값은 Tada에 의해 제안된 다음의 식을 이용하여 계산하였다.<sup>11)</sup>

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \left[ 0.265 \left( 1 - \frac{a}{w} \right)^4 + \frac{(0.857 + 0.265 \frac{a}{w})}{(1 - \frac{a}{w})^{3/2}} \right] \quad (1)$$

위에서  $a$ ,  $w$ 는 각각 균열길이 및 시편폭을 나타내며, 균열진전속도( $da/dN$ )와 응력세기계수진폭( $\Delta K$ )의 계산은 각 시험편의 반복수( $N$ )에 따른 균열길이를 측정하여 얻어진  $a$ - $N$ 선도로부터 시컨트법을 이용하여 계산하였다.<sup>10)</sup>

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 피로균열 진전속도

주조된 시험편과 압출된 시험편의 반복수와 균열길이의 관계는 재질에 따라 Figs. 3~5와 같다. 일반적으로 대부분의 재료는 반복수에 따라 연속적인 균열길이의 증가를 나타내었으나 강화입자의 체적비가 20%인 복합재의 경우 Fig. 4와 같이 초기에 피로균열진전이 빠르게 이루어지다가 1.5×10<sup>6</sup> ~ 2.5×10<sup>6</sup> cycles 구간에서는 균열길이의 변화가 거의 없다. 이와 같은 현상은 짧은 균열의 거동과 낮은 응력세기계수 수준에서 복합재의 거친 균열면에 의한 균열단함 영향으로 인하여 균열진전속도에 많은 변화가 발생함에 기인한다.

시컨트법으로부터 얻어지는  $da/dN$ ,  $\Delta K$ 의 값을

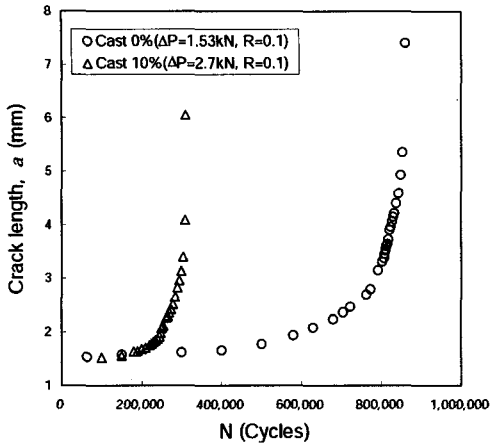


Fig. 3 Cycle versus crack length of cast alloy and SiCp 10%vol/Al-Si composite specimens

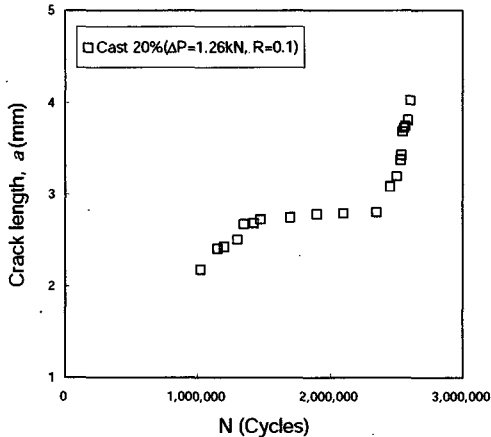


Fig. 4 Cycle versus crack length of cast SiCp 20%vol/Al-Si composite specimen

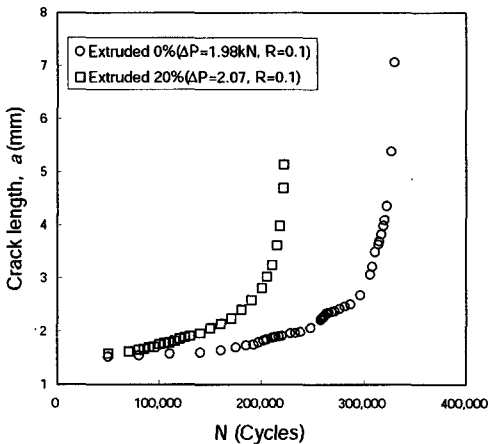


Fig. 5 Cycle versus crack length of extruded alloy and SiCp 20%vol/Al-Si composite specimens

이용한  $da/dN-\Delta K$  선도는 Figs. 6~14와 같으며 다음 식으로 표현된다.<sup>12)</sup>

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (2)$$

Fig. 6에서 하한계응력세기계수진폭  $\Delta K_{th}$  값을 균열진전속도가  $10^{-10}$  m/cycle 이하일 경우로 정의할 때 주조된 기지의 경우  $\Delta K_{th}$ 는 약  $4.1 \text{MPa} \sqrt{m}$ 으로 얻어진다. 또한 Fig. 6으로부터 파단시의  $\Delta K_c$  값이  $30 \text{MPa} \sqrt{m}$ 이므로  $K_c = K_{max} = \Delta K_c / (1-R)$ 을 이용하여  $K_c$  값은 약  $33 \text{MPa} \sqrt{m}$ 으로 계산된다.<sup>12)</sup> 유사한 방법으로 Figs. 7, 8, 10, 11을 이용하여 각 재료의  $\Delta K_{th}$ 와  $K_c$ 의 값을 얻을 수 있으며, 그 결과는 Table 2와 같다. Table 2에서  $\Delta K_{th}$ 는 강화입자의 체적비가 증가할수록 증가하며, 입계응력세기계수,  $K_c$ 는 감소함을 알 수 있다. 따라서 강화입자의 첨가는 낮은 응력세기계수 수준에서의 균열진전에 대한 저항성을 향상시키는 긍정적인 영향을 미치며, 한편으로는 재료의 파괴인성을 떨어뜨려 복합재 부품에서의 허용균열 길이를 작게 하는 부정적인 영향을 초래한다.

주조된 SiCp 20%vol 복합재의 시험편에서는 Fig. 8과 같이 균열진전속도가 증가하다가 감소하는 현상이 발생하고 있으며 이는 짧은 균열의 거동과 파단면이 거친 입자강화 복합재가 하한계영역, 즉 낮은 응력세기계수 영역에서 두드러지게 나타나는 균열단합현상에 기인한다.<sup>6,12)</sup> 또한 SiCp 체적비가 증가할수록 균열단합의 영향이 증가하여  $\Delta K_{th}$  값이 증가하는 경향을 Fig. 9로부터 비교하여 확인할 수 있으며, 이로부터 복합재가 낮은 응력수준에서 우수한 피로저항성을 나타냄을 알 수 있다. 이와 같은 현상은 Fig. 12에서 보이듯이 압출재의 경우에서도 동일하게 나타났으며 입자강화복합재의 하한계응력세기계수진폭  $\Delta K_{th}$ 는 기지에 비하여 약 16% 증가하였다.

주조재와 압출재의 피로균열진전거동에 대한 비

Table 2 Estimated values of  $\Delta K_{th}$  and  $K_c$  from crack growth test

|                 | Cast SiCp 0% | Cast SiCp 10% | Cast SiCp 20% | Extruded SiCp 0% | Extruded SiCp 20% |
|-----------------|--------------|---------------|---------------|------------------|-------------------|
| $\Delta K_{th}$ | 4.1          | 5.2           | 5.4           | 5.1              | 5.9               |
| $K_c$           | 33           | 23            | 17            | 37               | 22                |

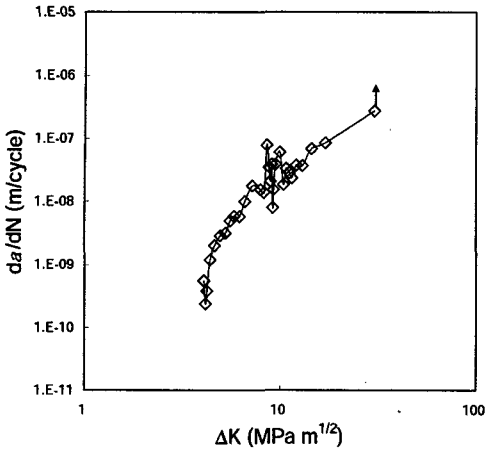


Fig. 6 Crack growth rate of cast alloy

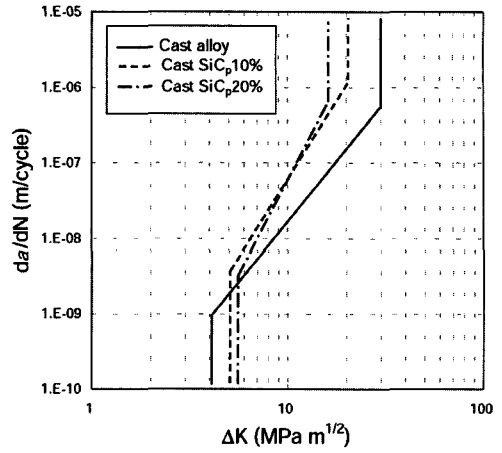


Fig. 9 Schematic of crack growth behaviors of cast materials

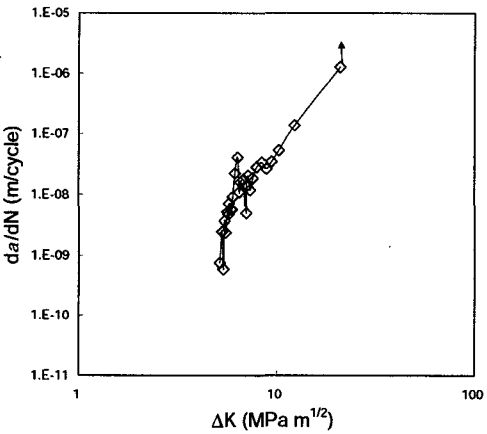


Fig. 7 Crack growth rate of cast SiC<sub>p</sub>10%vol/Al-Si composite

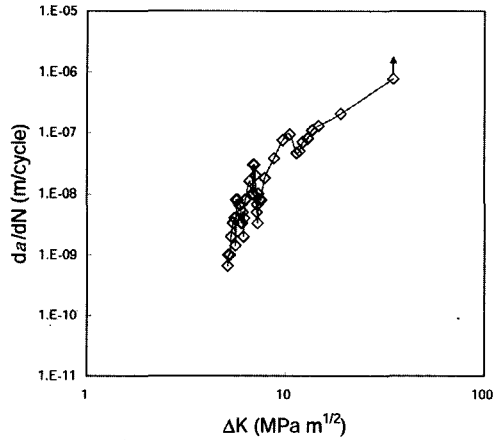


Fig. 10 Crack growth rate of extruded alloy

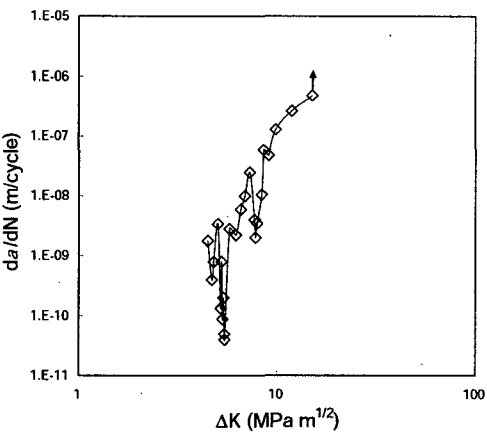


Fig. 8 Crack growth rate of cast SiC<sub>p</sub>20%vol/Al-Si composite

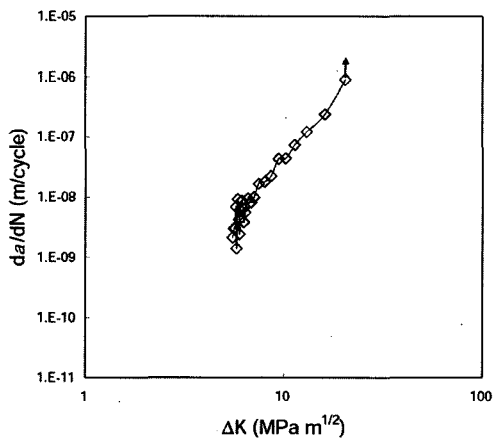


Fig. 11 Crack growth rate of extruded SiC<sub>p</sub>20%vol/Al-Si composite

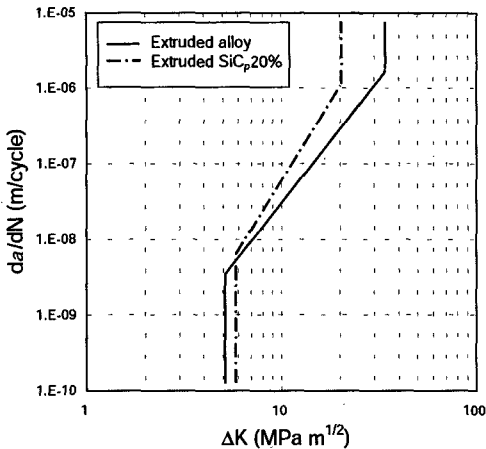


Fig. 12 Schematic of crack growth behaviors of extruded materials

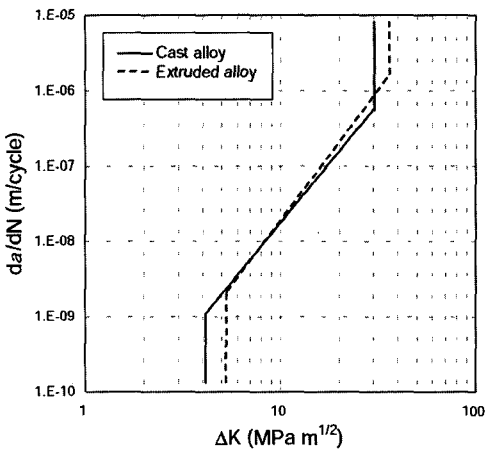


Fig. 13 Crack growth behaviors of cast and extruded alloys

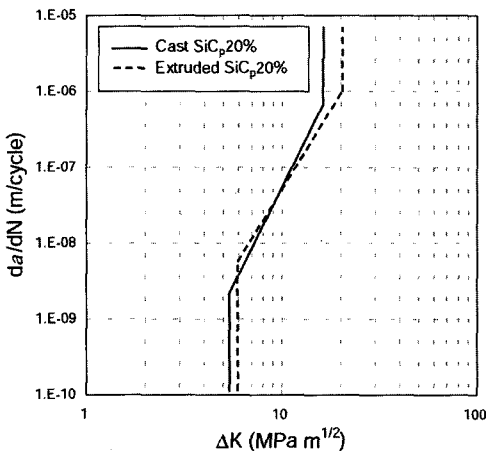


Fig. 14 Crack growth behaviors of cast and extruded composites

고는 Figs. 13, 14와 같다. 강화입자의 첨가여부에 무관하게 압출방법으로 제조된 재료가 주조방법으로 제조된 재료에 비하여 균열진전의 하한계( $\Delta K_{th}$ ) 및 임계( $\Delta K_c$ ) 영역에서 모두 우수한 성질을 보이고 있으며 이는 압출재가 주조재에 비하여 상대적으로 결함이 적으면서 강도 및 연성 등이 우수한 기계적 성질을 보유함에 기인한다.

피로균열진전속도선도의 선형구간을 나타내는 Paris영역에서의 균열진전속도는 식 (2)와 같이 표현되므로 선형구간에서의 데이터를 커브피팅하여 재료상수  $C$ ,  $m$ 의 값을 구하였으며 Table 3과 같은 결과가 얻어졌다. Paris영역에서의 균열진전은 Table 3의 재료상수  $C$ ,  $m$ 값과 Figs. 9, 12의  $da/dN$ - $\Delta K$ 선도로부터 알 수 있듯이 같은  $\Delta K$ 의 경우 SiC<sub>p</sub>의 체적비가 클수록 빠르게 진전하는 특성을 나타냈다. 그러나 주조재와 이에 대응되는 압출재에서의 균열진전속도는 Figs. 13~14에서 알 수 있듯이 매우 유사한 경향을 보이고 있으며, 이는 Paris영역에서의 균열진전속도는 복합재의 제조방법에 많은 영향을 받지 않음을 의미한다.

Table 3 Material constants of Paris equation for alloys and composites

| Materials                         | C                       | m    |
|-----------------------------------|-------------------------|------|
| Cast alloy                        | $1.610 \times 10^{-11}$ | 3.31 |
| Cast SiC <sub>p</sub> 10%vol.     | $2.941 \times 10^{-12}$ | 4.44 |
| Cast SiC <sub>p</sub> 20%vol.     | $2.793 \times 10^{-14}$ | 6.31 |
| Extruded alloy                    | $4.989 \times 10^{-12}$ | 3.96 |
| Extruded SiC <sub>p</sub> 20%vol. | $1.266 \times 10^{-12}$ | 4.67 |

### 3.2 피로균열 진전거동

본 실험에서 나타난 균열진전양상은 복합재의 알루미늄 기지 내에서 균열이 진전하는 경우, 강화입자와 기지 계면을 따라 진전하는 경우, 강화입자를 파괴하며 진전하는 경우, 기공과 같은 재질결함을 통과하며 진전하는 경우로 구분되었다. 특히 강화입자를 파괴하며 진전하는 경우는 강화입자의 크기가 비교적 크며  $\Delta K$ 의 값이 높은 경우에 발생하였다. 강화입자가 작은 경우에는 균열이 입자를 파괴하며 진전하는 경우는 관찰하기 힘들었으며 계면을 따라

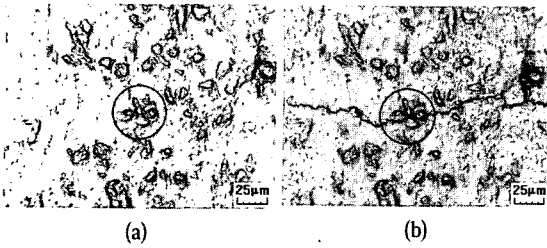


Fig. 15 SiC particle cluster before and after cracking for cast SiC<sub>p</sub>10%vol/Al-Si composite specimen

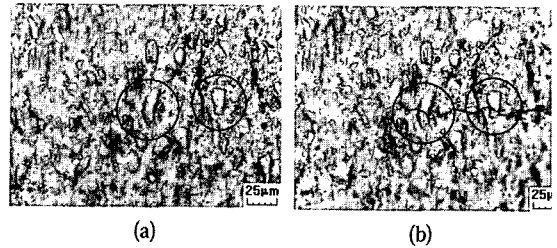


Fig. 16 SiC particles before and after fracture for extruded SiC<sub>p</sub>20%vol/Al-Si composite specimen

우회하는 경향을 보였다.

Figs. 15, 16은 강화입자를 우회하거나 파괴하며 성장하는 균열진전거동을 보여주고 있다. 복합재에서 강화입자 뭉침(*particle cluster*)상태가 Fig. 15(a)에 나타나 있으며, 입자뭉침 사이로 균열진전이 이루어지는 양상은 Fig. 15(b)와 같다. 일반적으로 입자가 뭉쳐 있는 곳에서 국부적으로 균열이 생성되고 큰 균열과 연결되어 균열의 통과가 이루어졌다.

Fig. 16(a)는 비교적 큰 강화입자가 균열진전의 직각방향으로 위치한 형태를 보여주는 그림이다. 이러한 경우 Fig. 16(b)에서 보이는 바와 같이 작은 강화입자의 경우에 비하여 큰 입자가 상대적으로 쉽게 파괴됨을 알 수 있다. Fig. 16에서 균열길이는 슬릿 선단으로부터 비교적 가까운 위치인 시편측면으로부터 입자까지의 거리가 각각 1.325mm, 1.134mm이었으므로  $K$ 값의 수준은 비교적 낮았지만 파괴에 취약한 입자의 크기 및 형상에 의하여 입자파괴가 발생한 것으로 보인다.

#### 4. 결론

SiC입자강화 알루미늄 복합재의 제조방법과 강화입자 체적비에 따른 복합재의 피로균열진전특성에 대한 연구로부터 다음과 같은 결론이 얻어졌다.

- 1) 강화입자의 체적비가 증가함에 따라 하한계 응력세기계수진폭,  $\Delta K_{th}$ 은 증가하였다. 강화입자의 첨가는 파면 거칠기에 의한 균열닫힘현상을 유발하여 하한계 응력세기계수 영역에서 피로균열진전에 대한 저항성을 향상시키는 효과를 나타냈다.
- 2) 복합재에 존재하는 주조 기공, 강화입자의 뭉침,

파괴된 강화입자, 그리고 기지와 강화입자 사이의 분리된 경계면 등과 같은 결함으로 인하여 입자강화 복합재는 Paris영역에서는  $\Delta K_{th}$ 영역과는 다르게 기지에 비하여 상대적으로 빠른 피로균열진전속도를 보였으며, 강화입자의 체적비가 증가할수록 균열진전속도도 증가하였다.

- 3) 주조된 기지 및 복합재가 대응되는 압출재에 비하여 낮은  $\Delta K_{th}$ 와 임계응력세기계수  $K_c$ 를 나타냈으며,  $K_c$ 의 감소는 강화입자 체적비가 증가할수록 심하게 나타났다. 강화입자 체적비의 증가로 인한 복합재의 파괴인성치의 저하는 압출재에 비하여 상대적으로 취성이 높은 주조재에서 두드러지게 나타났다.
- 4) 일반적으로 피로균열은 기지와 강화입자사이의 계면을 따라 입자뭉침 사이를 통과하는 경향을 보였고, 강화입자의 파괴는 상대적으로 큰 입자 또는 형상비가 큰 입자와 같이 파괴에 취약한 입자에서 발생하였으며, 이러한 영향으로 말미암아 피로균열 진전과정에서 많은 진전속도 변화가 관찰되었다.

#### 후 기

본 연구는 과학기술부 특정연구개발사업 중 소재물성표준화사업의 연구비 지원으로 수행되었습니다.

#### References

- 1) T. W. Clyne and P. J. Withers, An Introduction to Metal Matrix Composites, Cambridge University Press, Cambridge, pp.251-256, 1993.

- 2) P. Rohatgi, "Cast Aluminum-Matrix Composites for Automotive Applications," *J. Minerals*, Vol.43, No.4, pp.10-15, 1991.
- 3) K. Tokaji, H. Shiota and K. Kobayashi, "Effects of Particle Size on Fatigue Behavior in SiC Particulate-Reinforced Aluminum Alloy Composites," *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol.22, pp.281-288, 1999.
- 4) D. L. Davidson, "The Effect of Particulate SiC on Fatigue Crack Growth in a Cast-Extruded Aluminum Alloy Composite," *Metallurgical Transactions A*, Vol.22A, pp.97-112, 1991.
- 5) Z. Wang, "Fatigue of Particulate Ceramics Reinforced Metal Matrix Composites," *Key Engineering Materials*, Vols.104-107, pp.765-790, 1995.
- 6) J. K. Shang and R. O. Ritchie, "Fatigue of Discontinuously Reinforced Metal Matrix Composites," in *Metal Matrix Composites: Mechanisms and Properties*, R.K. Everett and R.J. Arsenault, Eds., Academic Press, New York, pp.255-285, 1991.
- 7) J. E. Allison and J. W. Jones, "Fatigue Behavior of Discontinuously Reinforced Metal-Matrix Composites," in *Fundamentals of Metal Matrix Composites*, S. Suresh, A. Mortensen, and A. Needleman, Eds., Butterworth-Heinemann, Boston, pp.269-294, 1993.
- 8) S. K. Koh and K. Rhee, "A Comparative Study on the Cyclic Behavior and Fatigue Life of Cast and Extruded SiC-Particulate-Reinforced Al-Si Composites," *Transactions of KSME*, Vol.24, No.3, pp.777-785, 2000.
- 9) W. Park, S. Huh, J. Jung, H. Lee and M. Boo, "A Study on Fatigue Crack Behavior of Metal Matrix Composites for Automobile Engine," *Transactions of KSAE*, Vol.11, No.5, pp.140-146, 2003.
- 10) Standard E647-91, "Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates," *Annual Book of ASTM Standards*, Vol.03.01, American Society for Testing and Material, pp.654-681, 1993.
- 11) T. Tada, P. Paris and G. Irwin, *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, Del Research Corporation, Hollertown, Pennsylvania, pp.2.10-2.11, 1973.
- 12) S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, pp.190-194 1991.