

論文

SiC 강화 알루미늄기 복합재료의 표면미소 피로균열 발생 및
진전 거동이상협⁺, 최영근^{*}, 김상태^{**}Initiation and Growth Behavior of Small Surface Fatigue Crack in SiC Reinforced
Aluminum CompositeSang-Hyoup Lee⁺, Young-Geun Choi^{*}, Sang-Tae Kim^{**}

ABSTRACT

Reversed plane bending fatigue tests were conducted on SiC particle reinforced and SiC whisker reinforced aluminum composite. The initiation and growth behaviors of small surface fatigue cracks were continuously monitored by the replica technique and the causes of fracture and fracture mechanism were investigated by SEM. The relationship between da/dn and K_{max} show that da/dn increases in high stress level while decrease and again increases with increasing of K_{max} in low stress level for two materials.

초 록

본 연구는 SiC 입자 강화된 알루미늄기 복합재료와 SiC 휘스커 강화된 알루미늄기 복합재료를 이용해서 평면굽힘피로시험을 행했다. 표면미소피로균열의 발생 및 진전거동은 레프리카법으로 연속관찰을 했고 파괴원인과 파괴기구를 규명하기 위해서 주사전자현미경을 이용했다. 두 재료 모두 $da/dn - K_{max}$ 관계에서 고응력 레벨에서는 K_{max} 의 증가에 따라 da/dn 이 증가 했지만, 저응력 레벨에서는 da/dn 이 감소하다가 증가하는 것을 알 수 있다.

Key Words : SiC 입자(SiC Particle), SiC 휘스커(SiC Whisker), 피로(Fatigue), 균열발생(Crack initiation), 균열진전(Crack growth), 미소표면피로균열(Small surface crack), 굽힘피로시험(Bending fatigue test), 금속기 복합재료(Metal matrix composite)

1. 서 론

최근의 산업 및 과학기술은 놀라운 정도로 발전되어 있다. 그리고 이것에 동반한 산업 및 과학 기술을 뒷받침하는 기반이 되는 재료에 대한 요구도 현저히 고도화, 다양화 되고 있는 추세이다[1]. 이러한 요구조건에 적합한 새로운 소재 개발이 필요하게 되어 신소재의 개발이 활발히 이루어지고 있다. 이러한 신소재의 하나가 복합재료인 것이다. 복합재료는 1940년대 초에 제 1세대인 유리섬유 강화 플라스틱(glass fiber reinforced plastic)이 개발 되었으며, 1950년대 이후 항공·우주·자동차

산업의 시작과 더불어 급속하게 발전하였고, 1970년대 중반에는 금속기지 복합재료(metal matrix composite)와 세라믹 기지 복합재료(ceramic matrix composite)가 개발되었으며, 1980년대 이후에는 그 응용범위가 더욱 확대되어 산업 전반의 다양한 분야에서 적용되고 있으며, 현재에도 많은 연구가 진행되고 있다. 특히 금속기지 복합재료(MMC)는 고강도, 고탄성의 세라믹 강화상을 금속기지에 강화한 재료로 기존의 재료에 비해 비탄성, 비강도, 내열성 그리고 내마모성 등이 뛰어나 항공, 우주, 방위산업, 자동차 등의 경량 구조재 및 기능재료로서 각광받고 있다[2-4]. 이중 불연속 SiC 강화 알루미늄기 복합재료는

* 구미1대학 자동차산업계열

*+ 구미1대학 자동차산업계열, 교신저자(E-mail:shlee@kumi.ac.kr)

** 영남대학교 기계공학부

장섬유 SiC 강화 알루미늄기 복합재료에 비해 제조가 용이하며 제조단가가 저렴하고 기존의 금속학적 성형가공법의 적용이 가능하다는 이유 등으로 더욱 활용되고 있다. 대표적인 불연속 SiC 강화소재로서는 휘스커와 입자를 들 수 있으나 휘스커의 경우 가격이 비싼 단점이 있고 입자인 경우에는 물성은 좀 떨어지거나 가격이 저렴하여 SiC입자를 강화소재로 한 알루미늄기 복합재료에 대한 연구개발이 활발히 이루어 졌다[5-7]. 그러나 실제 문제점으로 지적되고 있는 장기신뢰성, 특히 피로 특성 등의 검토는 충분히 이루어지지 않고 있는 실정이다. 현재 실용화 단계에 있는 금속기복합재료(MMC)가 구조용 재료로서 각광을 받기 위해서는 피로특성, 내환경성, 내식성, 열사이클 특성 등이 양호해야 한다. 그중에서도 특히 피로특성이 우수해야 한다. Shang등의 입자강화 복합재료(SiC_p/Al)를 이용한 연구에 의하면 긴 피로균열에서는 균열굴곡에 의한 파면조대 유기 균열단합에 의한 균열전단의 실딩(shielding)이 발생해서, 조대한 SiC입자를 포함하는 재료가 균열단합 레벨이 높게 되고, ΔK에 대한 균열진전저항도 향상된다. 그러나 균열단합의 영향을 고려한 ΔK_{eff}에서는 미세한 SiC입자를 포함하는 재료에서 균열진전저항이 높게 나타나는 것으로 보고하고 있다[8]. 또한, 고바야시 등은 SiC입자강화 MMC를 이용해서 제하탄성Compliance법으로 균열 개폐구 거동을 조사한 결과 ΔK가 감소해서 하한계 응력확대계수범위 ΔK_m에 접근하는 동안 균열단합 수준이 높아지고 균열진전저항이 커지는 것은, 고ΔK영역에서는 소성역 유기균열단합 때문이고 저ΔK영역에서는 파면조대유기 균열단합 및 산화물에 의한 균열단합이 피로균열 단합을 지배하기 때문으로 보고하고 있다[9]. 이외에도 MMC의 긴(Long)피로균열의 진전거동에 대해서는 몇몇 보고가 있다[10-12]. 그러나 실제 구조물의 손상으로서 문제가 되는 것은 긴 관통 균열보다는 오히려 부재의 표면결함 등으로부터 발생하고 진전하는 표면미소 균열에 있는 경우가 많기 때문에, 표면미소 균열의 진전거동을 파악할 필요가 있다. 일반적으로 표면미소균열은 동일ΔK에 대해서 긴 균열보다 빠른 진전을 하고, 긴 균열의 ΔK_m이하에서도 진전한다는 것이 명확하다[13-16]. MMC의 피로균열 발생 및 미소균열 진전거동에 관한 최근 약간의 연구결과가 발표되고 있지만 피로특성의 데이터 부족으로 인해 명확한 연구결과는 없다[17-20]. Ahn 등은 휘스커 강화 복합재료(SiC_w/Al)에 대해 시뮬레이션을 통한 피로수명을 예측을 한 보고도 있다[21]. 이와 같이 강화재와 모재의 결합에서도 균열발생, 균열진전양상 및 균열진전속도 등의 결과가 전혀 다른 경우가 많으므로 반드시 해결되어야 할 문제이다. 특히 금속기복합재료는 내피로 특성과 내환경성의 데이터가 부족하므로 장기신뢰성이 떨어지므로 이에 관한 데이터를 축적해 가는 것과 함께, MMC의 피로파괴를 통괄해서 이해하고 피로파괴기구와 피로파괴를 지배하는 인자의 파악이 요구되고 있다. 본 연구에서는 SiC 입자 강화 알루미늄기 복합재료(SiC_p/A6061-T6)와 SiC 휘스커 강화 알루미늄기 복합재료(SiC_w/A6061-T6)를 이용해서 평면굽힘피로시험을 행하고

레프리카법을 이용한 균열의 연속관찰 및 주사전자현미경에 의한 파면관찰을 통해 미소균열의 발생 및 초기진전 거동을 규명한다.

2. 시험편 및 시험방법

2.1 시험편 및 시험기기

본 실험에 사용된 재료는 캐나다 Alcan사에서 개발한 SiC 입자를 체적율 20% 함유시킨 Al-Si-Mg계 단조 용탕주조 합금 Al6061-T6 알루미늄기 복합재료와 일본 미쯔비시 알루미늄(주)에서 개발한 SiC 휘스커를 체적율 25% 함유시킨 Al6061-T6 알루미늄기 복합재료이다. 사용재료의 화학적 성분과 기계적 성질은 Table 1과 Table 2에 나타내었다.

Table 1 The chemical composition of materix material(wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
0.4-0.8	≤0.7	0.15-0.4	≤0.15	0.8-1.2	≤0.25	0.15-0.35	≤0.15	bal.

Table 2 The mechanical properties of matrix and composite materials

Materials and Matrix	0.2% proof stress σ _{0.2} (MPa)	Tensile strength σ _b (MPa)	Elongation δ(%)	E(GPa)
A6061-T6	346	365	16.0	66.9
SiC _p /A6061-T6	407	460	3.6	103
SiC _w /A6061-T6	441	539	2.2	118

그리고 Fig. 1은 SiC_p/A6061-T6의 조직을 에칭 후 관찰한 광학현미경 사진이다. 직경 50~100μm의 초정 알루미늄 입자가 희게 나타나 있고, 그 주변에 알루미늄의 모상과 직경 10~30 μm의 SiC입자가 혼합된 상을 보여주고 있다. 그리고 Fig. 2는 SiC_w/A6061-T6의 조직을 주사전자현미경(SEM)으로 촬영한 조직사진이다. 압출방향(L방향) 및 압출 직각방향(C방향) 양방향에 입자상의 SiC가 관찰되었다. 이것은 여러 개의 SiC 휘스커가 모여 덩어리 형태로 되어있는 것이다. 그림에서 SiC 휘스커의 길이는 평균 5μm 정도이고, 최대는 약 10μm이다. 이것은 길이 약 100μm의 SiC 휘스커가 열간 압출시에 짧게 부러졌기 때문이다. 본 실험에 사용된 시험편의 형상은 연구를 위해 자체 설계하였으며 형상은 Fig. 3에 나타내었다. 그리고 Fig. 4는 본 실험에 사용된 소형 동전형 평면굽힘 피로시험기 사진이다. 시험기는 영구자석에 의해 만든 일정 자장의 공간 내에 직렬로 연결되어진 2개의 moving coil에 하중신호에 대응하는 전류를 흘려서 동전력을 발생시키는 구조로 되어있다.

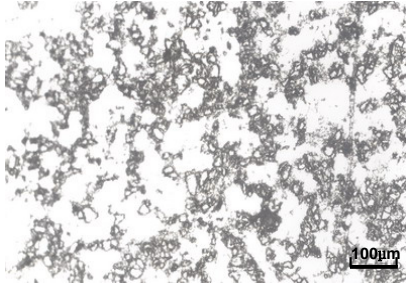


Fig. 1 Microstructure of composite.

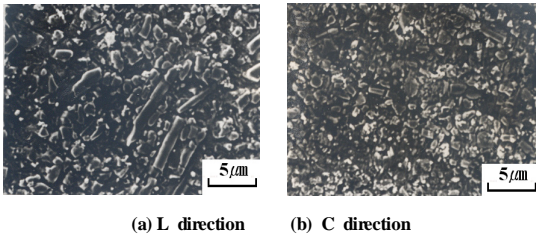


Fig. 2 SEM photographs of specimen surface.

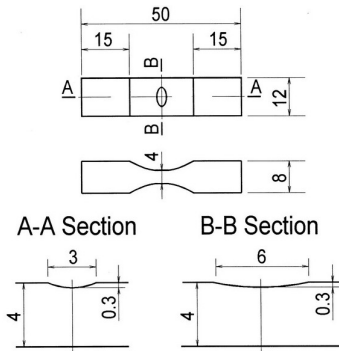


Fig. 3 Test specimen configuration(unit : mm).

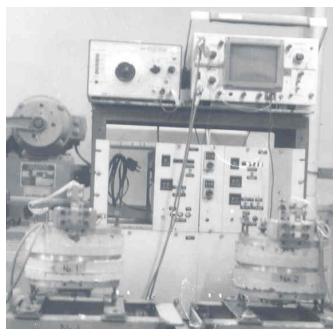


Fig. 4 Fatigue test machine.

2.2 실험방법

시험편을 부착한 상태에서 구동용 증폭기 출력을 3.5V로 일정하게 했을 때 Fig. 5와 같은 굽힘응력특성이 나타났으며, 이에 반복속도 30Hz의 양진 일정진폭하중으로 각 응력별 5회의 피로시험을 하였다. 표면미소 피로균열의 발생 및 진전거동을 연속해서 추적하기 위해 일정한 사이클 마다 시험기를 일시 정지시키고 노치부 근방의 약 4mm×8mm의 부분에서 레프리카(replica)를 채취한 후 광학현미경을 이용해서 관찰했다. 균열길이는 5µm단위로 측정했고, 파면관찰을 위해서 주사전자현미경(SEM)을 이용했다. 본 실험에 있어서 균열발생수명 N_f 는 균열 전체길이 $2a=0.2mm$, 파단수명 N_f 를 $2a=2.0mm$ 로 정의했다. 응력확대계수 K 의 계산은 하중축 직각방향에 투영한 균열길이를 이용해서 Newman-Raju[19]의 식을 통해 구했다.

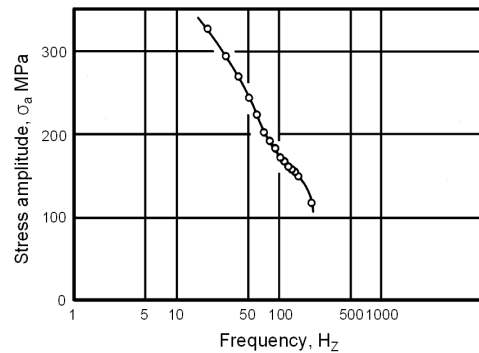


Fig. 5 Characteristics of frequency on bending stress.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 S-N 곡선

Fig. 6은 균열발생수명과 파단수명은 유한요소해석(FEM) 결과로부터 얻은 노치부의 응력집중계수 1.67을 고려한 노치뿌리의 응력진폭 σ_a 로 정리한 S-N 곡선이다. 그림에서 ○는 SiC_p/A6061-T6의 균열발생수명, ●는 SiC_p/A6061-T6의 파단수명이며 □는 SiC_w/A6061-T6의 균열발생수명, ■는 SiC_w/A6061-T6의 파단수명을 나타낸다. 파단수명은 거의 하나의 곡선으로 나타나고 있다. 또한 비교 데이터로서 그림 중에는 동일한 시험조건과 시험편의 형상으로 실험한 모재의 균열발생 수명을 △, 파단수명을 ▲으로 표시했다. Fig. 6에서 알 수 있듯이 SiC_w/A6061-T6는 SiC_p/A6061-T6보다 피로수명이 향상되었으며 특히 모재인 A6061-T6 보다는 현저히 향상되었음을 알 수 있다.

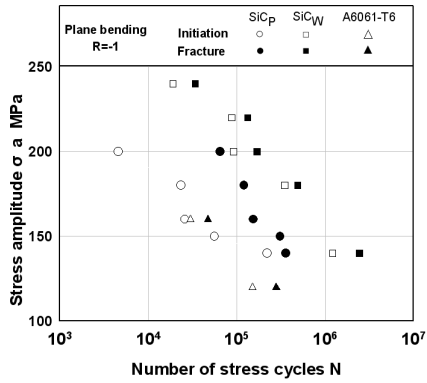


Fig. 6 S-N curves.

3.2 피로 균열 발생 양상

Fig. 7은 균열관찰 위치 A, B, C를 나타내었다. Fig. 8은 SiC_p/A6061-T6의 $\sigma_a=140\text{MPa}$, 4.2×10^4 cycles에서의 노치저부와 SiC_w/A6061-T6의 $\sigma_a=240\text{MPa}$, 1.9×10^4 cycles에서의 노치저부의 SEM 관찰 사진이다.

응력 레벨은 다르지만 두 개의 재료에서 모두 수십 μm 정도의 균열이 발생하고 있음을 알 수 있다.

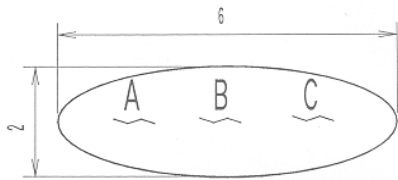


Fig. 7 Example of observation of crack initiation.

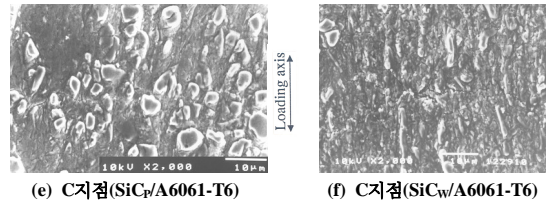


Fig. 8 SEM photograph of specimen surface after crack initiation.

Fig.9에서 그림(a)는 SiC_p/A6061-T6의 $\sigma_a=200\text{MPa}$, 1.6×10^4 cycles에서 노치저부의 관찰사진이고, 그림(b)는 SiC_w/A6061-T6의 $\sigma_a=160\text{MPa}$, 3.17×10^6 cycles에서 노치저부의 관찰 사진이다. 그림에서 화살표로 표시한 위치가 결함에 의한 균열기점이고, 균열은 SiC 입자 또는 휘스커가 떨어져나간 결함으로부터 발생하였다. 이 균열은 발생위치가 주균열 진전경로 상이기 때문에 주균열과 합체하였다.

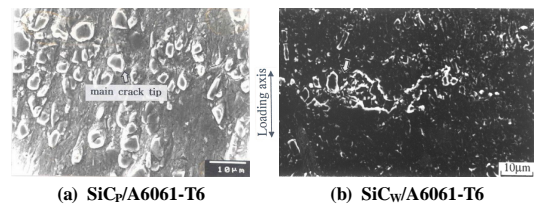


Fig. 9 SEM photograph of specimen surface after crack initiation.

3.3 미소 피로균열 연속 관찰

Fig. 10에 저응력레벨 $\sigma_a=140\text{MPa}$ 에서 SiC_w/A6061-T6에 대해 레프리카법으로 미소균열을 연속 관찰하였다. 그림(a)와 같이 한 곳의 초기 미소균열들이 발생하여 진전하여 합체했다.

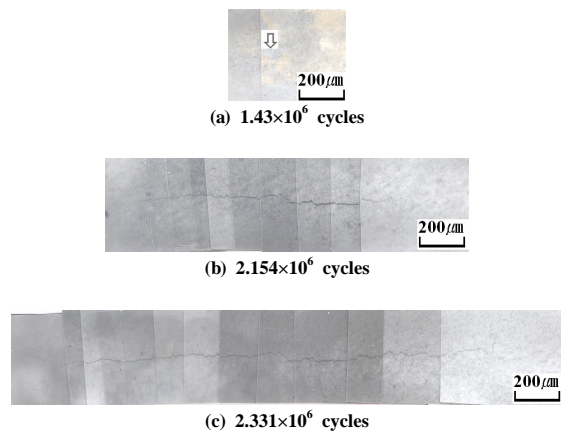
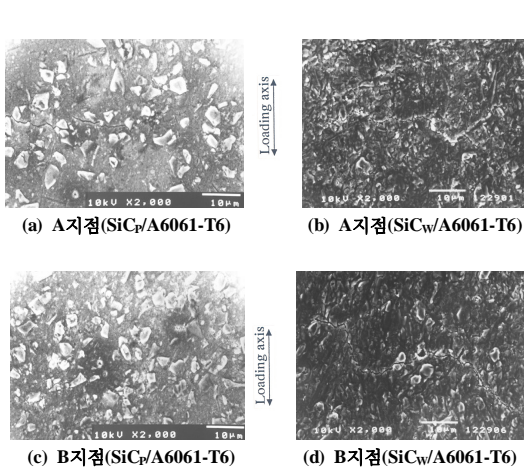


Fig. 10 Successive observation of crack growth behavior. ($\sigma_a=140\text{MPa}$).

Fig. 11에 SiC_w/A6061-T6의 고응력 레벨인 $\sigma_a=180\text{MPa}$ 의 연속 관찰 결과, 그림(a)와 같이 4곳의 초기 미소균열들이 발생했다. 그 후 이 균열들이 진전하고 그림(c)에서 합체했다. 고응력 레벨에서도 저응력 레벨과 같이 진전과 합체를 하는 것이 관찰되었지만 고응력 레벨에서는 균열이 진전, 합체하는 수가 저응력 레벨보다 많다.

이상의 관찰로부터 균열은 미소한 굴곡을 다소 반복하지만 거시적으로는 하중축 직각방향으로 진전하는 것을 볼 수 있다.

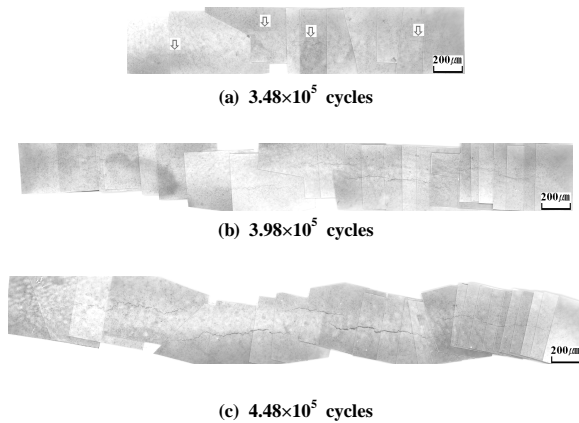


Fig. 11 Successive observation of crack growth behavior. ($\sigma_a=180\text{MPa}$).

3.4 균열진전 곡선

Fig. 12-14에 $\sigma_a=140\text{MPa}$, $\sigma_a=180\text{MPa}$, $\sigma_a=200\text{MPa}$ 에서의 SiC_p/A6061-T6와 SiC_w/A6061-T6의 피로 균열진전곡선을 나타내었다. 균열길이 2a는 하중축 직각방향으로의 투영길이를 나타낸다.

그림에서 보는 것과 균열은 발생, 진전, 합체하는 것이 관찰되었다. 주균열은 SiC 입자 또는 휘스커를 만나면 정지해 있다가 일정 사이클이 지나면 모재, SiC 입자 또는 SiC 휘스커의 계면을 따라 약간 진전하다가 주균열 선단 전방에 발생한 보조 미소균열과 합체한다. 그러므로 균열진전속도에서는 균열정지에 의해 일단 균열속도가 저하하고 그 후의 주균열과 보조미소균열의 합체에 의해 균열길이의 증가로 인해 균열진전속도는 급격히 상승한다. 합체 직후는 균열진전 속도가 오히려 지연되는 것도 있다. Fig. 14의 SiC_w/A6061-T6의 균열진전곡선에서 여러 개의 균열이 진전, 정지, 합체하는 것을 명확히 볼 수 있다.

Fig. 12-14에서 균열길이가 2a=2.0mm에 이르는 파단수명 N_f을 비교해 보면 SiC_w/A6061-T6가 SiC_p/A6061-T6보다 상당히 긴 것을 알 수 있다.

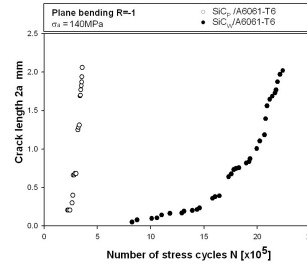


Fig. 12 Crack growth curves ($\sigma_a=140\text{MPa}$).

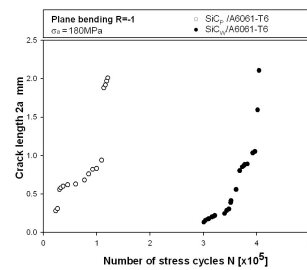


Fig. 13 Crack growth curves. ($\sigma_a=180\text{MPa}$).

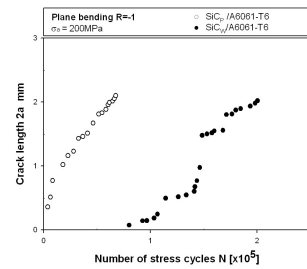
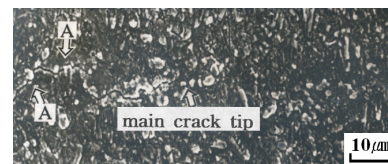


Fig. 14 Crack growth curves. ($\sigma_a=200\text{MPa}$).

3.5 SEM에 의한 미시적 균열진전양상

주사형전자현미경(SEM)을 이용해서 시험편 표면에서 균열 진전 경로를 상세히 관찰했다.

Fig. 15는 SiC_w/A6061-T6의 $\sigma_a=180\text{MPa}$ 에서의 피로균열선단에서 초기 균열 진전관찰 사진이다.



(a) $N=3.48 \times 10^5$ cycles, $2a=0.30$

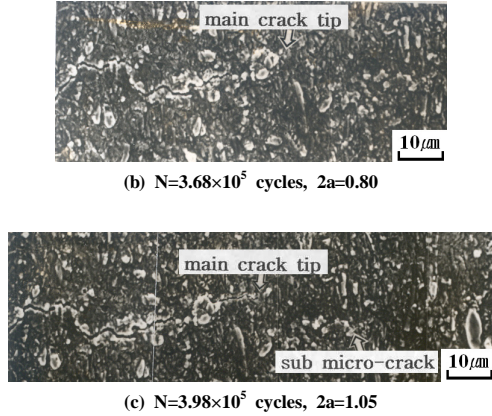


Fig. 15 The details of fatigue crack growth path. ($\sigma_a=180\text{MPa}$)

그림(a)에서 화살표 A로 표시한 것처럼 주균열이 SiC 휘스커와 모재의 계면 및 모재를 통과하여 진전하는 것을 보여준다. 그림(b)에서 균열선단은 SiC 휘스커에 도달하지만 정지하지 않고 SiC 휘스커와 모재의 계면을 따라 진전하는 것을 보여준다. 그림(c)에서는 주균열 선단으로부터 수십 μm 떨어진 위치에 미소균열이 보인다.

이 미소균열은 SiC 휘스커와 모재의 계면으로부터 발생하여 정지하고 있다. 그 후 주균열과 합체해서 진전했다.

3.6 파면 양상

Fig. 16에 $\text{SiC}_w/\text{A6061-T6}$ 의 $\sigma_a=180\text{MPa}$ 의 거시적인 균열 파면 관찰사진을 표시했다. 그림 중 4개의 피로균열이 겹쳐 합쳐진 피로파면으로 되어 있고, 각각의 파면은 반원 형상을 나타내고 있다. 또한 파면 중 화살표로 표시한 위치에 상당히 큰 단차가 3군데 관찰되었다. 이것은 4개의 균열이 각각 합체 또는 겹쳐진 것이 원인이다.

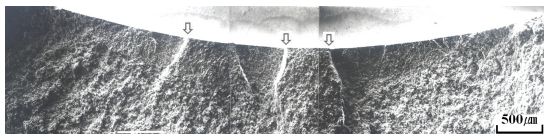


Fig. 16 SEM photograph of fracture surface ($\sigma_a=180\text{MPa}$).

또한 $\text{SiC}_w/\text{A6061-T6}$ 의 미시적인 파면관찰 결과를 Fig.15-16에 표시했다. Fig. 17은 시험편 표면부근, Fig. 18은 내부의 파면이다. Fig. 17의 파면사진에서 파면상에 다수의 SiC 휘스커가 관찰되었다. (A)는 덩어리 형태의 SiC이며 (B)는 SiC 휘스커가 떨어져 나간 부분 것임을 알 수 있다.

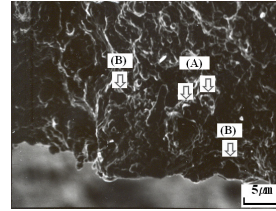


Fig. 17 SEM fractograph of near specimen surface ($\sigma_a=180\text{MPa}$).

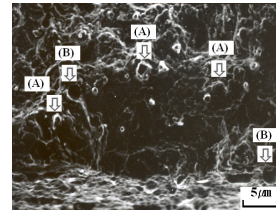


Fig. 18 SEM fractograph of inside of specimen ($\sigma_a=180\text{MPa}$).

Fig. 18의 파면사진에서 내부에도 표면 부근과 같이 SiC 휘스커 덩어리와 떨어져 나간 부분이 관찰되었다. 이상의 관찰로부터 균열은 SiC 휘스커와 모재의 계면을 따라 진전하고 있는 것으로 판단된다.

3.7 da/dn - Kmax 관계

Fig. 19에 $\text{SiC}_p/\text{A6061-T6}$ 와 $\text{SiC}_w/\text{A6061-T6}$ 의 표면미소 피로균열의 da/dn - K_{max} 관계를 표시했다.

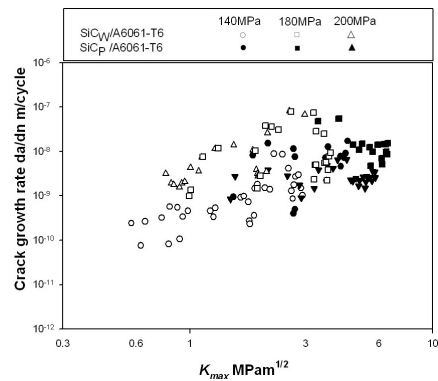


Fig. 19 da/dn - K_{max} relation.

$\text{SiC}_w/\text{A6061-T6}$ 의 경우 da/dn - K_{max} 관계에서 고응력 레벨에서는 K_{max} 의 증가에 따라 da/dn이 증가 했지만, 저응력 레벨에서는 da/dn이 감소하다가 증가했다. 이것은 비교적 합체의 영향이 적은 저응력 레벨에서는 초기 진전과정에서 균열면의 부정합(unconformity)이 생기고, 고응력 레벨에 비하여 시험편

표면 및 내부에서 SiC 휘스커에 의한 균열진전 저항이 증가했기 때문이다.

SiC_p/A6061-T6의 경우 저응력 레벨에서는 여러개의 균열이 진전하고, 합체 등이 일어나는 것으로부터 진전속도는 फै분산(scattering)이 심하다. 한편 고응력 레벨에서는 비교적 흐트러짐은 적게 나타나고 있다.

Fig. 19에서 SiC_w/A6061-T6는 SiC_p/A6061-T6보다 균열진전속도가 느리다는 것을 알 수 있다. 특히 저응력 레벨에서는 확실히 진전속도가 느리다는 것을 알 수 있다.

4. 결론

SiC 입자 강화 알루미늄기 복합재료(SiC_p/A6061-T6)와 SiC 휘스커 강화 알루미늄기 복합재료(SiC_w/A6061-T6)를 이용해서 평면굽힘 피로시험을 행하고, 표면 미소피로 균열의 레프리카법을 이용한 연속관찰과 주사전자 현미경에 의한 상세관찰로부터 피로강도, 미소피로균열의 발생 및 초기진전 거동을 규명하고 얻은 결론은 다음과 같다.

- 1) S - N곡선은 거의 1개의 곡선으로 나타낼 수 있었고, SiC_w/A6061-T6는 SiC_p/A6061-T6와 모재의 데이터와 비교할 때, 피로수명이 향상되었음을 확인했다.
- 2) 피로균열은 미시적으로 응력레벨에 관계없이 노치저부에서 균열이 발생했다. 발생기점으로는 SiC 입자가 텅어리 형태로 된 부분의 SiC 입자와 모재의 계면, SiC 휘스커와 모재의 계면, 혹은 SiC 입자 또는 SiC 휘스커가 떨어져 나간 결합부분 등이 균열발생 기점이 되었다.
- 2) SiC_p/A6061-T6의 경우 응력레벨과 관계없이 여러 개의 균열이 발생, 진전의 양상을 보이지만 SiC_w/A6061-T6의 경우에는 고응력 레벨에서는 여러 개의 균열이 진전한 것에 비해, 저응력 레벨에서는 거의 균열은 정지하고 1~2개의 균열만이 진전했다.
- 3) 피로균열은 모재와 SiC 입자 또는 모재와 SiC 휘스커 계면을 따라 진전했다. 또한 주균열은 진전경로상에 존재하는 미소균열과 합체를 반복하면서 진전했다. 이 미소균열은 주균열 선단의 고응력장과는 무관하게 반복하중에 의해 발생, 정지하고 있는 균열이다.
- 4) da/dn - K_{max} 관계에서 고응력 레벨에서는 K_{max}의 증가에 따라 da/dn이 증가 했지만, 저응력 레벨에서는 da/dn이 감소하다가 증가했다. 이것은 비교적 합체의 영향이 적은 저응력 레벨에서는 초기 진전과정에서 균열면의 부정합(unconformity)이 생기고, 고응력 레벨에 비하여 시험편 표면 및 내부에서 SiC 휘스커에 의한 균열진전 저항이 증가했기 때문이다.

참고문헌

- 1) 福永秀春 外5, 1991, “金屬基複合材料の現状と將來(1),” 日本金屬學會會報, 第30卷, 第4號, pp. 276-288.
- 2) K.Murayama, 1992, “Activation of Uses Development in Advanced Composite Materials”, Material System, Vol. 11, pp. 5-12.
- 3) M.S.Han and J.I.Song, 2003, “Characterization of fracture toughness of the short fiber reinforces metal matrix composites”, *International Journal of Modern Physics B*, 17, 8&9, pp. 1827-1832.
- 4) Y.J.Jo and Y.C.Park, 2009, “Comparison of Fatigue Strength Criteria for TiNi/Al6061-T6 and TiNi/Al2024-T4 Shape Memory Alloy Composite”, *Trans of the KSME A*, Vol. 33, No. 2 pp. 99-107.
- 5) Mohammed Noor Desmukh, R.K.Pandey, A.K.Mukhopadhyay, 2005, “Fatigue behavior of 7010 aluminum alloy containing scandium”, *Scripta Materialia*, 52, pp. 645 - 650.
- 6) S.K.Woo and I.S.Han, 2007, “Technology Trend and Prospect of Silicon Carbide Based Ceramics for Energy and Environment Application”, *Ceramist*, Vol. 10, No. 4, pp. 23-30.
- 7) S.Kumai, J.E.King and J.F.Knoot, 1990, “Fatigue crack growth in SiC particulate reinforced aluminium alloys,” *Fatigue90*, Vol. II, pp. 869-874.
- 8) J.K.Shang and R.O.Ritchie, 1989, “On the particle-size dependence of fatigue crack propagation thresholds in SiC-particulate-reinforced aluminum-alloy composites: Role of crack closure and crack trapping”, *Acta metall.*, Vol. 37, No. 8, pp. 2267-2278.
- 9) 小林俊郎 外4名, 1991, SiC粒子強化6061アルミニウムの疲勞龜裂傳播特性, *日本金屬學會誌*, 第55卷, 第1號, pp. 72-78.
- 10) A.F Whitehouse and T.W.Clyne, 1993, “Cavity Formation During Tensile Stringing of Particulate and short Fiber Metal Matrix Composites,” *Acta. Metall. Mater.*, Vol. 41, No. 6, pp. 1701-1711.
- 11) 小磯信重, ほか 2名, 1989, “SiC 粒子強化 Al 合金의 疲勞特性”, *材料*, Vol. 38, No. 433, pp. 1206-1211.
- 12) S.B. Biner, 1990, “Growth of Fatigue Cracks Emanating from Notches in SiC particulate Aluminum Composite”, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 13, No. 6, pp. 637-646.
- 13) E.R.de los Rios, Tang,Z., and Miller,K.J., 1984, “Short crack fatigue behaviour in a medium carbon steel”, *Fatigue Engng. mater. struct.*, Vol. 7, pp. 97-108.
- 14) M.H.El Haddad., K.N.Smith., T.H.Topper., 1979, “Fatigue crack propagation of short cracks,” *ASME Journal of Engng. Mater. and Technology*, Vol. 101, pp. 42-46.

- 15) S.Pearson, 1975, "Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Alloys and the subsequent propagation of very short cracks," *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 7, pp. 235-247.
- 16) J.Lankford, 1982, "The Growth of Long Fatigue Crack Growth in a SiC Reinforced Aluminum Alloy," *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 5, No. 3, pp. 233-248
- 17) J.K.Shang, R.O.Ritchie, 1989, "Crack Bridging by uncracked Ligaments during Fatigue-Crack Growth in SiC-Reinforced Aluminum-Alloy Composites," *Metall. Trans. A*, Vol. 20A, pp. 897-908.
- 18) 増田千利,ほか1名, 1989, "SiC ウィスカ-強化及び SiC 粒子分散 複合材料の疲労破壊 機構," *鐵と鋼*, Vol. 75, No. 9, pp. 1753-1760.
- 19) J.C.Newman, I.S.Raju, 1983, "Stress intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies," *ASTM STP 791*, pp. 238-265.
- 20) 皮籠石紀雄,ほか2名, 1989, "Al合金鑄物のき裂傳ば特性に及ばず熱處理の影響," *日本機械學會論文集*, 55卷, 516號, pp. 1733-1739.
- 21) J.J.Ahn, J.D.Kwon and S.T.Kim, 1996, "Fatigue Life Prediction of SiC_w/Al Composites by Using the Monte-Carlo Simukation", *Trans of the KSME A*, Vol. 20, No. 5, pp. 1552-1561.