

論文

SiC 입자 강화 알루미늄기 복합재료의 표면미소 피로균열 발생 및 초기진전거동

이상협⁺, 최영근^{*}, 김상태^{**}, 이문환^{*}

Initiation and Growth Behavior of Small Surface Fatigue Crack on SiC Particle Reinforced Aluminum Composite

Sang-Hyoun Lee⁺, Young-Geun Choi^{*}, Sang-Tae Kim^{**}, Moon-Hwan Lee^{*}

ABSTRACT

Reversed plane bending fatigue tests were conducted on SiC particle aluminum composite. The initiation and growth behaviors of small surface fatigue cracks were continuously monitored by the replica technique and investigated in detail. The fatigue life of MMC is shorter than that of matrix because there exists interface debonding of SiC particles and matrix on the whole face of the notch part in the casting metal matrix composite(MMC). The coalescence of micro-cracks was observed in the tests conducted at high stress levels. Due to the coalescence, a higher crack growth rate of small cracks rather than those of long cracks was recognized in $da/dn-K_{max}$ relationship.

초 록

본 연구는 SiC입자를 20% 강화된 알루미늄기 복합재료를 이용해서 평면굽힘피로시험을 행했다. 표면미소피로균열의 발생 및 진전거동은 레프리카법으로 연속관찰을 했고 파괴원인과 파괴기구를 규명하기 위해서 주사전자현미경을 이용했다. $da/dn - K_{max}$ 관계에서 저응력 레벨에서는 여러 개의 균열이 진전하고, 합체 등이 일어나는 것으로부터 진전속도는 꽤 분산(호트러짐)이 심하고, 고응력 레벨에서는 비교적 호트러짐은 적게 나타나는 것을 알 수 있었다.

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

1. 서 론

현재 기계구조물은 보다 가혹한 조건에서 사용이 요구되고 있고, 이러한 조건에 필요한 신소재의 개발이 활발히 이루어지고 있다. 이러한 신소재의 하나로 금속기 복합재료(MMC : Metal Matrix Composite)가 있다. MMC는 고강도,

고탄성의 세라믹 강화상을 금속기지재에 강화한 재료로 기존의 재료에 비해 비탄성, 비강도, 내열성 그리고 내마모성 등이 뛰어나 항공, 우주, 방위산업, 자동차 등의 경량 구조재 및 기능재료로서 각광받고 있다[1]. 이중 불연속 SiC 강화 알루미늄기 복합재료는 장섬유 SiC 강화 알루미늄기 복합재료에 비해 제조가 용이하며 제조단가가 저렴하고 기존

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

^{*} 구미1대학 자동차산업계열

^{**} 영남대학교 기계공학부

의 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 떨어지나 가격이 저렴하여 SiC입자를 강화소재로 한 알루미늄기 복합재료에 대한 연구개발이 활발히 이루어 졌다[2]. 그러나 실제 문제점으로 지적되고 있는 장기신뢰성, 특히 피로특성 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. 그리고 소규모 항복조건하에서 피로균열의 진전속도 da/dn 은 Paris법칙에 대표되는 응력확대계수범위 ΔK 의 1차 함수로서 표시되어지고, 또한 Elber에 의해 지적되어진 균열개폐구 거동을 고려하면 균열이 개구하고 있는 동안에는 유효응력확대계수범위 ΔK_{eff} 가 유효한 지배 파라메타로 된다[3-4].

Shang등의 입자강화 복합재료(SiCp/Al)를 이용한 연구에 의하면 긴 피로균열에서는 균열굴곡에 의한 표면조대 유기균열단합에 의한 균열전단의 실딩(shielding)이 발생해서, 조대한 SiC입자를 포함하는 재료가 균열단합 레벨이 높게 되고, ΔK 에 대한 균열진전저항도 향상된다. 그러나 균열단합의 영향을 고려한 ΔK_{eff} 에서는 미세한 SiC입자를 포함하는 재료에서 균열진전저항이 높게 나타나는 것으로 보고하고 있다[5]. 또한, 고바야시 등은 SiC입자강화 MMC를 이용해서 제하탄성Compliance법으로 균열 개폐구 거동을 조사한 결과 ΔK 가 감소해서 하한계 응력확대계수범위 ΔK_{th} 에 접근하는 동안 균열단합 수준이 높아지고 균열진전저항이 커지는 것은, 고 ΔK 영역에서는 소성역 유기균열단합 때문이고 저 ΔK 영역에서는 표면조대유기 균열단합 및 산화물에 의한 균열단합이 피로균열 단합을 지배하기 때문으로 보고하고 있다[6]. 이외에도 MMC의 긴(Long)피로균열의 진전거동에 대해서는 몇몇 보고가 있다[7-9]. 그러나 실제 구조물의 손상으로서 문제가 되는 것은 긴 관통 균열보다는 오히려 부재의 표면결합 등으로 부터 발생하고 진전하는 표면미소 균열에 있는 경우가 많기 때문에, 표면미소 균열의 진전거동을 파악할 필요가 있다. 일반적으로 표면미소균열은 동일 ΔK 에 대해서 긴 균열보다 빠른 진전을 하고, 긴 균열의 ΔK_{th} 이하에서도 진전한다는 것이 명확하다[10-13]. S.Kumai등은 SiC입자강화 알루미늄 합금을 이용한 표면 미소 피로균열의 발생 및 진전거동에 관한 연구에 의하면 균열은 SiC입자와 모재의 계면분리로 부터 발생, 진전하고 저 ΔK 영역에서는 균열전단이 SiC 입자를 만나서 정류하지만 고 ΔK 에서는 정류는 일어나지 않는다고 보고하고 있다[2]. MMC의 피로균열 발생 및 미소균열 진전거동에 관한 최근 약간의 연구결과가 발표되고 있지만 피로특성의 데이터 부족으로 인해 명확한 연구결과는 없다

[14-17]. 왜냐하면 같은 강화재와 모재의 결합에서도 균열 발생, 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 시급하다. 본 연구에서는 용탕 주조법으로 제조된 SiC 입자 강화 알루미늄기 복합재료를 이용해서 평면굽힘피로시험을 행하고 레프리카법을 이용한 균열의 연속관찰 및 주사전자현미경에 의한 표면관찰을 통해 미소균열의 발생 및 초기진전 거동을 규명한다.

2. 시험편 및 시험방법

2.1 시험편 및 시험기기

본 실험에 사용된 재료는 캐나다 Alcan사에서 개발한 SiC입자를 체적율 20% 함유시킨 Al-Si-Mg계 단조 용탕주조 합금 Al6061-T6 알루미늄기 복합재료이다. 사용재료의 화학적 성분과 기계적 성질은 Table 1과 Table 2에 나타내었다.

Table 1 The chemical composition of matrix 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	2%proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_b (MPa)	Elongation δ (%)	E(GPa)
A6061-T6	346	365	16.0	66.9
SiCp/A6061-T6	407	460	3.6	103

그리고 Fig. 1은 조직을 에칭 후 관찰한 광학현미경 사진이다. 직경 50~100 μm 의 초정 알루미늄 입자가 희게 나타나 있고, 그 주변에 알루미늄의 모상과 직경 10~30 μm 의 SiC입자가 혼합된 상을 보여주고 있다. 시험편의 형상은 Fig. 2에 나타내었다. 그리고 사용된 시험기는 소형 동전형 평면굽힘 피로시험기이다.

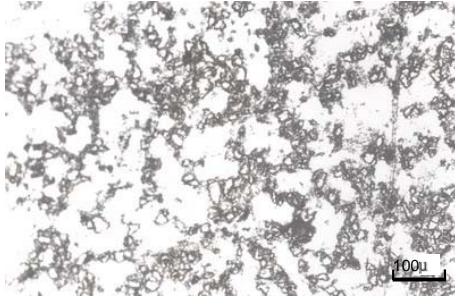


Fig. 1 Microstructure of composite.

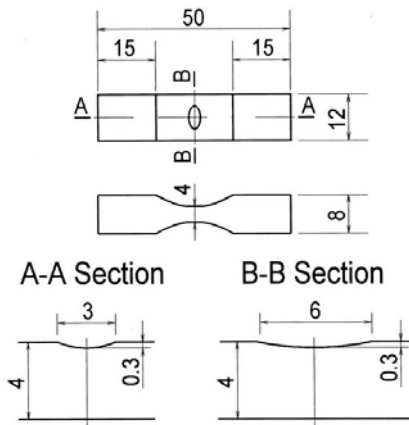


Fig. 2 Test specimen configuration(unit : mm).

2.2 실험방법

피로시험은 소형동전형 평면굽힘 피로시험기를 사용해서 반복속도 30Hz의 양진 일정진폭하중으로 행했다. 표면미소 피로균열의 발생 및 진전거동을 연속해서 추적하기 위해 일정사이클 마다 시험기를 일시 정지시키고 노치부 근방의 약 4mm×8mm의 부분에 대해서 레프리카(replica)를 채취한 후 광학현미경을 이용해서 관찰했다. 균열길이는 5 μm단위로 측정했고, 파면관찰을 위해서 주사전자현미경(SEM)을 이용했다. 본 실험에 있어서 균열발생수명 N_i 는 균열 전체길이 $2a=0.2\text{mm}$, 파단수명 N_f 를 $2a=2.0\text{mm}$ 로 정의했다. 응력확대계수 K 의 계산은 하중축 직각방향에 투영한 균열길이를 이용해서 Newman-Raju[17]의 식을 통해 구했다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 S-N 곡선

Fig. 3은 균열발생수명과 파단수명은 유한요소해석(FEM) 결과로 부터 얻은 노치부의 응력집중계수 1.67을 고려한 노치뿌리의 응력진폭 σ_a 로 정리한 S-N 곡선이다. 그림 중에서 ○가 균열발생수명, ●가 파단수명이다. 파단수명에서는 다소의 흐트러짐(scattering)이 보이지만 균열발생점과 파단점을 거의 하나의 곡선으로 나타낼 수 있었다. 또한 비교 데이터로서 그림 중에는 모재의 균열발생 수명을 △, 파단수명을 ▲으로 표시했다. 그림으로부터 SiC 입자를 강화한 MMC가 모재에 비해서 피로강도가 향상되었음을 알 수 있다.

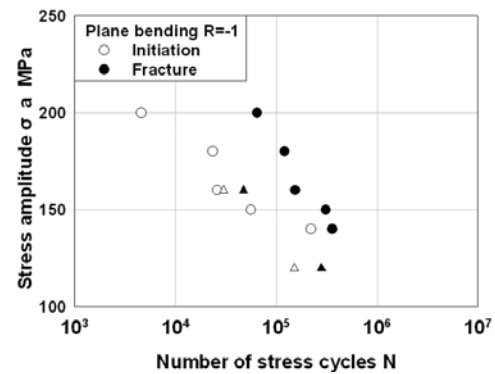


Fig. 3 S-N curves.

3.2 피로 균열 발생 양상

Fig. 4는 균열관찰 위치 A, B, C를 나타내었다. Fig. 5는 저응력 레벨인 $\sigma_a=140\text{MPa}$, 반복수 4.2×10^4 cycles의 노치저부의 SEM 관찰 예이고 (a), (b), (c)는 각각 노치저부의 A, B, C점에서 관찰 위치를 표시했다.

그림으로부터 수십 μm 정도의 균열이 발생하고 있음을 알 수 있다.

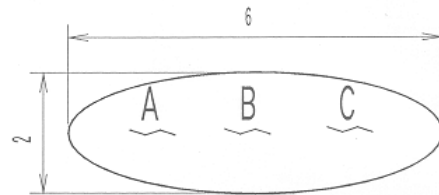
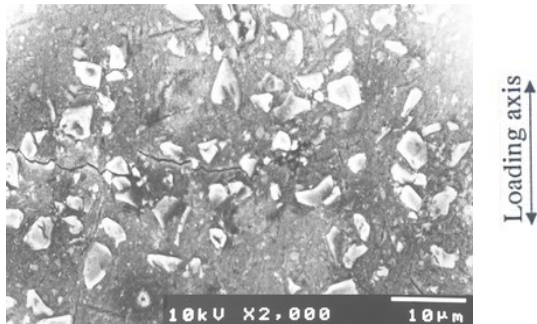
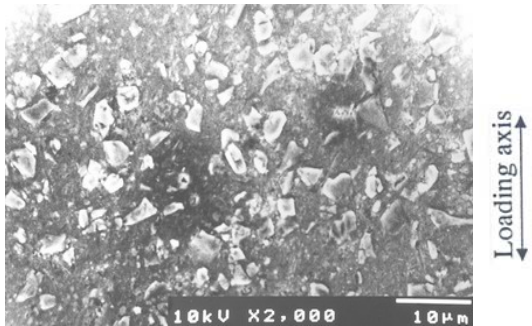


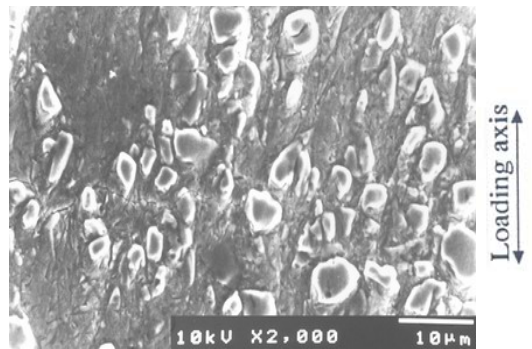
Fig. 4 Example of observation of crack initiation.



(a)



(b)



(c)

Fig. 5 SEM photograph of specimen surface after crack initiation.

이로부터 저응력 레벨에서는 노치저부 전체에서 균열이 발생했다. Fig. 6은 고응력 레벨인 $\sigma_a = 200\text{MPa}$ 반복수 1.6×10^4 cycles에서 노치저부의 관찰 예이다. Fig. 6은 주균열과는 다르게 발생 후 정지한 균열의 관찰 예이다. 이 균열은 발생 후 길이가 약 $40\mu\text{m}$ 까지 진전하다가 정지해 있다. 그림에서 화살표로 표시한 위치가 결함에 의한 균열기점이고, 균열은 SiC 입자가 떨어져나간 결함으로부터 발생하였다. 이 균열은 발생위치가 주균열 진전경로상이기 때문에 주균열과 합체하였다.

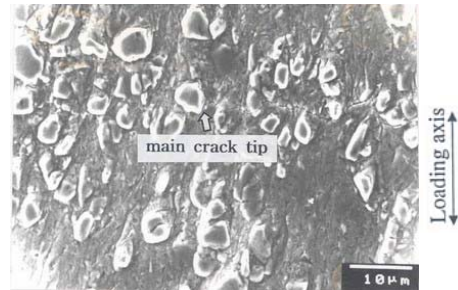


Fig. 6 SEM photograph of specimen surface after crack initiation.

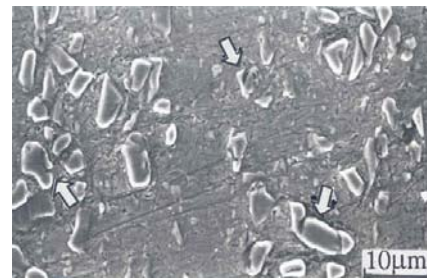


Fig. 7 SEM micrograph of composite.

Fig. 7의 SEM조직사진에서 보여주는 것과 같이 여러 군데에서 균열의 발생점으로 나타나는 모재와 SiC입자의 계면분리를 볼 수 있는데 이는 제조 공정시 압출비가 높았기 때문에 SiC입자가 분리되어 피로강도가 저하된 것으로 사료된다.

3.3 미소 피로균열 연속 관찰

Fig. 8에 저응력레벨 $\sigma_a = 140\text{MPa}$ 의 레프리카법에 의한 연속관찰 예이다. 전술한 것처럼 $\sigma_a = 140\text{MPa}$ 에서는 그림(a)에서처럼 22,000cycles 때 초기 미소균열들이 발생했다. 그 후 각각의 균열이 진전하고 균열은 합체해서 2개의 균열로 되어 진전하다가 최종적으로 2개의 균열이 합체하고, 1개의 균열로 되고 파단에 이르렀다. 그림에서 발생한 전 균열은 미시적으로는 미소한 굴곡을 다수 반복하고 있지만, 거시적으로는 하중축 직각방향으로 진전했다. 이처럼 고응력 레벨에서는 균열은 여러 개가 동시에 진전하고, 진전경로면에 가까운 경우는 합체하고 진전 경로면이 크게 다른 경우에는 균열선단이 겹쳐진 후 그 선단은 정지한다.

Fig. 9에 $\sigma_a = 180\text{MPa}$ 의 연속 관찰 예에서는 그림(a)에서처럼 23,600cycle 때 초기 미소균열들이 발생했다. 그 후 이 균열들이 진전하고 그림(b)에서 합체했다. 이처럼 저응력 레벨에서도 고응력 레벨과 같은 양상으로 관찰되었다.

이상의 관찰로부터 균열은 미소한 굴곡을 다소 반복하지만 거시적으로는 하중축 직각방향으로 진전한다.

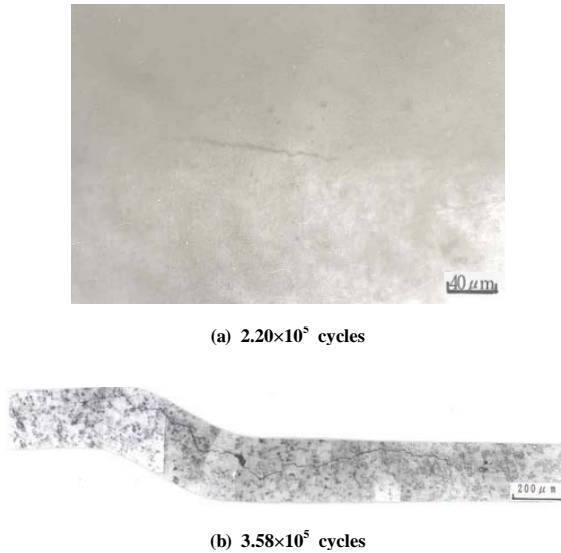


Fig. 8 Successive observation of crack growth behavior. ($\sigma_a=140\text{MPa}$)

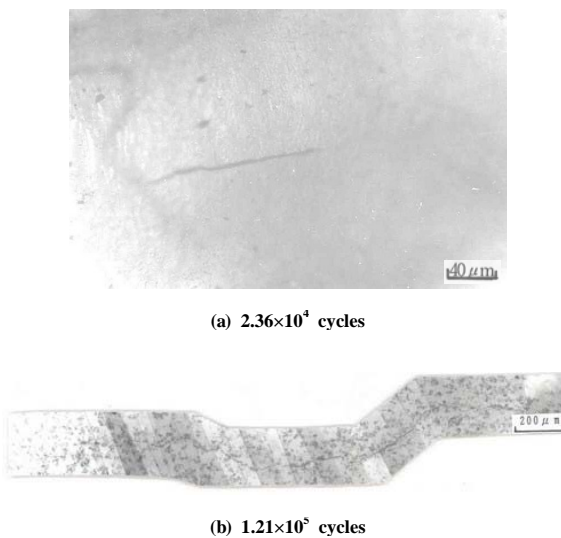


Fig. 9 Successive observation of crack growth behavior. ($\sigma_a=180\text{MPa}$)

또한, 고응력 레벨과 저응력 레벨 각각 2~3개 균열이 발생, 진전하다가 합체에 이른다.

3.4 균열진전 곡선

Fig. 10-12에 피로 균열진전곡선을 나타내었다. 또한 균열길이 $2a$ 는 하중축 직각방향으로의 투영길이이고, 그림 중의 파선은 균열의 합체를 표시하고 있다. Fig. 10에 $\sigma_a=140\text{MPa}$ 의 피로 균열 진전곡선을 나타내었다. 저응력 레

벨에서는 앞에서도 서술했듯이 균열은 여러 개가 발생, 진전하고, 합체하는 것이 관찰되었다. 주균열과 미소균열의 합체에 의해 균열길이가 증가하고 그 때문에 불연속한 균열진전곡선이 된다. 그리고 합체 직후는 균열진전 속도가 오히려 지연되는 것도 있다.

이것은 합체 후 균열은 시험편 내부로 향해 진전하기 때문에 표면에서 관찰되는 균열은 그다지 진전하지 않기 때문이다.

또한 Fig. 11에 $\sigma_a=200\text{MPa}$ 의 균열 진전곡선을 나타내고 있다. 최초 균열길이는 급격히 증가한다. 이것은 균열이 하중축에 대해 경사방향으로 진전할 때이다. 그 후 균열진전은 몇 군데에서 정지와 진전을 반복하지만 주균열과 비교적 긴 미소균열의 합체 직후에 균열길이가 증가하고 불연속으로 되는 데이터가 다소 있지만 매끈한 균열진전곡선이 되었다.

Fig. 12는 $\sigma_a=140\text{MPa}$, $\sigma_a=150\text{MPa}$, $\sigma_a=160\text{MPa}$, $\sigma_a=200\text{MPa}$ 에 대한 균열 진전곡선을 나타내고 있다.

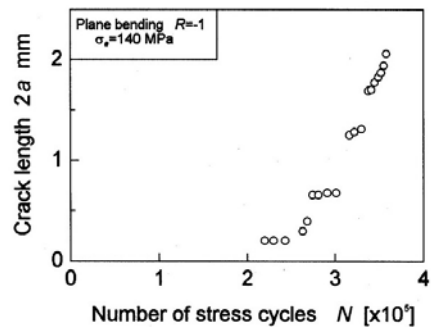


Fig. 10 Crack growth curves. ($\sigma_a=140\text{MPa}$)

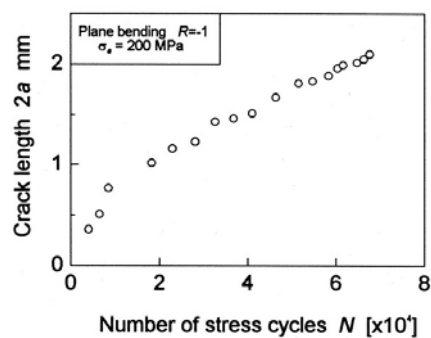


Fig. 11 Crack growth curves. ($\sigma_a=200\text{MPa}$)

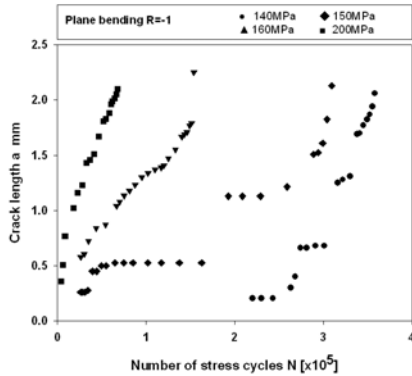


Fig. 12 Crack growth curves.

3.5 SEM에 의한 미시적 균열진전양상

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

Fig. 13에 $\sigma_a=140\text{MPa}$ 에서 저 K_{\max} 영역($K_{\max}=1.51\sim 2.09\text{MPa m}^{1/2}$)의 피로균열선단에 대한 진전관찰 예를 나타내었다.

Fig. 13(a)에서 노치저부로부터 약간 떨어진 곳에서 수십 μm 의 균열이 근접해 합체한 위치에서 여러개 발생했다. 그 후 고응력레벨과 같은 양상의 균열진전거동을 나타내지만 고응력레벨에서 처럼 균열이 진전해서 비교적 길게 되는 미소균열 및 주균열과 합체에 이르지 않는 미소균열의 발생은 관찰되지 않았다. Fig. 13(a)에서 $2a=0.21\text{mm}$, $N=2.30\times 10^5\text{cycle}$ 에 주균열선단 근방의 주균열면과 다른 평면상에 균열길이 $2a=15\mu\text{m}$ 의 미소균열이 주균열과 부분적으로 겹쳐서 발생했다. 이 발생한 미소균열과 주균열의 간격은 약 $25\mu\text{m}$ 이다. 그 후 주균열로부터 멀리 떨어져 있는 미소균열 선단은 반복수의 증가와 함께 그 길이는 증가하지만 주균열 선단과 주균열에 가까운 미소균열 선단의 균열진전은 거의 없었다.

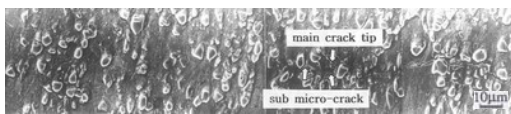
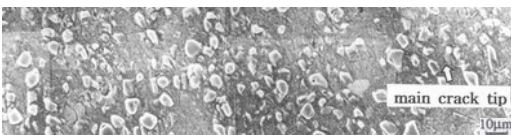
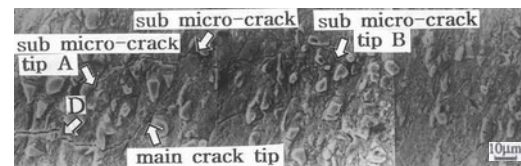
(a) $N=2.30\times 10^5$ cycles, $2a=0.21$, $K_{\max}=1.51\text{MPa m}^{1/2}$ (b) $N=3.38\times 10^5$ cycles, $2a=1.69$, $K_{\max}=4.17\text{MPa m}^{1/2}$ Fig. 13 The details of fatigue crack growth path. ($\sigma_a=140\text{MPa}$)

Fig. 14에 $\sigma_a=200\text{MPa}$ 의 고 K_{\max} 영역($K_{\max}=6.39\sim 6.53\text{MPa m}^{1/2}$)의 피로균열선단에서 진전 관찰예를 나타내었다.

저응력레벨과 비교해 보면 같은 모양의 미소균열이 발생 및 주균열과의 합체 과정이 관찰되었다. 특히 초기결합이 없는 SiC입자의 파단을 포함하는 미소균열의 발생이 관찰되었다. 고, 저 양 K_{\max} 영역에 다수의 브릿징이 관찰되고, Fig. 14(a)의 화살표 D에서는 브릿징이 발생했다. 균열이 진전했으나 브릿징이 없어지지 않고 잔류한 것도 있다. 이 잔류 브릿징이 존재하는 영역은 균열선단으로부터 후방의 넓은 범위에서 나타나고, 균열선단과 가까워짐에 따라 브릿징의 수는 증가했다.

균열은 주로 모재 및 SiC입자와 모재의 계면을 따라 진전했다. 주로 SiC입자를 피해서 진전하는 것이 일반적이다. Fig. 14(a)의 화살표 A에서 표시한 초기결합의 어떤 SiC입자가 수천 cycles부하 후 균열경로로 되는 것도 있다.

Fig. 14(a)의 고 K_{\max} 영역에서는 $2a=0.51$, $N=6.46\times 10^3\text{cycles}$ 에서 주균열선단 근방 약 $10\mu\text{m}$ 의 주균열면과 다른 평면상에 미소균열이 발생하고 1,000cycles후에 주균열선단과 주균열에 근접한 미소균열선단이 합체했다. Fig. 14(b)의 $2a=2.05$, $N=6.63\times 10^4\text{cycles}$ 에서는 저 K_{\max} 영역과 같은 모양의 미소균열의 발생 및 주균열과의 합체가 관찰되었다. 주균열과 미소균열의 간격도 저 K_{\max} 영역과 같은 모양의 약 $10\sim 20\mu\text{m}$ 이었다. 초기결합이 존재하는 SiC입자(화살표 A)도 균열경로로 되고, 이 빈도는 저 K_{\max} 영역에 비해서 많다. 그러나 고 K_{\max} 영역에서는 화살표B에 표시한 것처럼 균열이 초기결합이 없는 SiC입자를 파단하면서 진전하는 것도 있다.

(a) $N=6.46\times 10^3$ cycles, $2a=0.51$, $K_{\max}=3.37\text{MPa m}^{1/2}$ (b) $N=6.63\times 10^4$ cycles, $2a=2.05$, $K_{\max}=6.53\text{MPa m}^{1/2}$ Fig. 14 The details of fatigue crack growth path. ($\sigma_a=200\text{MPa}$)

3.6 파면 양상

Fig. 15에 고응력 레벨인 $\sigma_a=200\text{MPa}$ 의 거시적인 균열과

면 관찰사진을 표시했다. 그림 중 2개의 피로균열이 겹쳐 합쳐진 피로파면으로 되어 있고, 각각의 파면은 반원 형상을 나타내고 있다. 또한 파면 중 화살표로 표시한 위치에 상당히 큰 단차가 2군데 관찰되었다. 이것은 3개의 균열이 각각 합쳐 또는 겹쳐진 것이 원인이다.

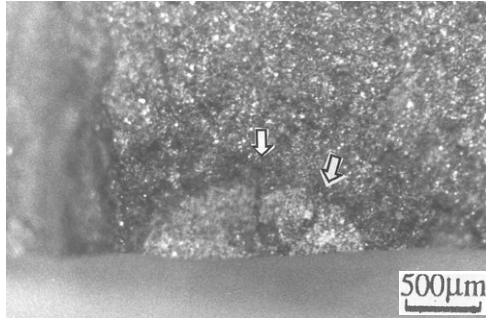


Fig. 15 SEM photograph of fracture surface($\sigma_a=200\text{MPa}$)

또한 비교하기 위해서 모재인 Al6061-T6의 $\sigma_a=120\text{MPa}$ 에서 거시적 파면을 Fig. 16에 나타내었다. 이 응력 레벨에서는 균열은 2개 발생, 진전했다. 이 때문에 2개의 피로균열이 겹쳐서 합쳐진 파면으로 되어 있다. 그러나 각각의 파면은 반원형상을 나타내고 있고 aspect ratio $\lambda(=c/a)$ 는 양 파면 모두 약 0.56이다. 여기서 c는 시험편 두께 방향의 길이, a는 표면균열길이이다.

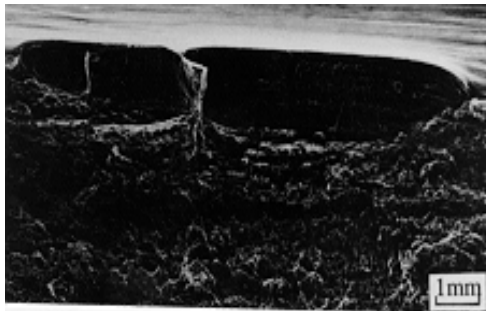


Fig. 16 Fracture surface of matrix($\sigma_a=120\text{MPa}$)

3.7 $da/dn - K_{max}$ 관계

Fig. 17에 표면미소 피로 균열의 $da/dn - K_{max}$ 관계를 표시했다. 저응력 레벨에서는 여러개의 균열이 진전하고, 합쳐등이 일어나는 것으로부터 진전속도는 꽤 분산(호트러짐)이 심하다. 한편 고응력 레벨에서는 비교적 호트러짐은 적게 나타나고 있다. 그래서 균열의 합쳐에 의해 나타난 진전속도의 증가, 합쳐후의 진전속도의 저하 등의 영향을

제외했다.

앞에서 서술한 것처럼 균열은 균열선단 근방에 발생 한 미소균열과의 합쳐를 많이 반복하지만, 주균열의 길이에 비해서 미소균열의 길이가 짧기 때문에 다른 데이터는 호트러짐의 범위로 받아들여진 것으로 생각되어진다. 일반적으로 미소균열은 동일 ΔK_{th} 에 대해서 긴 균열보다 빠르게 진전하였고, 긴균열의 ΔK_{th} 이하에서도 진전한다.

이 특이한 거동의 원인의 하나로 긴균열은 주로 소성역 유기균열단합, 산화물 유기균열단합, 파면거칠기 유기균열단합이 원인이라고 말할 수 있지만, 미소균열에서는 인장하중의 전범위에서 균열이 폐구해 있고, 균열폐구 효과가 현저하게 나타나지 않기 때문이다. 그러나 본 연구의 결과와 알루미늄 합금의 긴균열과 진전속도의 차이가 그다지 나타나지 않았던 것은 균열굴곡이나 브릿징에 의한 균열선단 wake중에서 shielding이 일어났기 때문으로 생각된다.

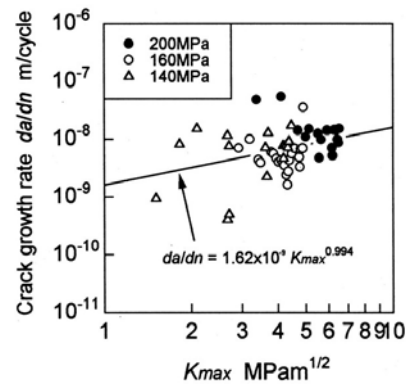


Fig.17 $da/dn - K_{max}$ relation.

결국 비교적 합쳐의 영향이 적은 저응력 레벨에서는 SiC 입자에 의한 균열 진전저항 영향이 현저히 나타나고 있다.

게다가 관통균열의 진전속도와 비교할 때 미소균열은 관통균열 보다 빠르게 진전했다.

4. 결 론

용탕주조법에 의해 제조된 SiC 입자 강화 알루미늄 합금을 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 - N곡선을 거의 1개의 곡선으로 나타낼 수 있었고, 모재인 Al6061 - T6의 데이터와 비교할 때, 초기 균열진전 단계에서 피로강도가 향상되었음을 확인했다.

2. 피로균열은 미시적으로 응력레벨에 관계없이 노치저부 전체에서 여러 개의 균열이 발생했다. 발생기점으로는 SiC 입자가 덩어리 형태로 된 부분의 SiC 입자와 모재의 계면, 혹은 SiC 입자가 떨어져 나간 결함부분, SiC 입자가 부서진 곳이 균열발생 기점이 되었다. 균열은 응력레벨에 관계없이 여러 개의 균열이 발생, 진전하는 양상을 보였다.

3. 피로균열은 모재 또는 SiC 입자와 모재의 계면을 따라 진전했다. 또한 주균열은 진전경로상에 존재하는 미소균열과 합체를 반복하면서 진전했다. 이 미소균열은 주균열 선단의 고응력장과는 무관하게 반복하중에 의해 발생, 정지하고 있는 균열이다.

4. $da/dn - K_{max}$ 관계에서는 저응력 레벨에서는 여러개의 균열이 진전하고, 합체등이 일어나는 것으로부터 진전속도는 꽤 분산(호트러짐)이 심하다. 한편 고응력 레벨에서는 비교적 호트러짐은 적게 나타나고 있다.

참고문헌

- (1) K.Murayama, 1992, "Activation of Yses Development in Advanced Composite Materials", Material System, Vol.11, pp.5-12.
- (2) 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.
- (3) P.Paris,F.Erdogan,1963,□□□ Critical Analysis of Crack propagation Laws",*Trans. ASME,Ser.D*, 85,pp.528-533.
- (4) W.Elber,1971,"The Significance of Fatigue Crack Closure"*ASTM,STP486*,pp.230-242.
- (5) 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.
- (6) 小林俊郎 外4名,1991,SiC粒子強化6061アルミニウムの疲労亀裂傳播特性, *日本金屬學會誌*,第55卷,第1號,pp.72-78.
- (7) 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
- (8) 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.
- (9) 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.
- (10) 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.
- (11) 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.
- (12) 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.
- (13) 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
- (14) 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.
- (15) 増田千利,ほか1名,1989, "SiC ウィスカ-強化及び SiC 粒子分散 複合材料の疲勞破壊 機構", *鐵と鋼*,Vol.75,No.9, pp.1753-1760.
- (16) J.C.Newman, I.S.Raju,1983,"Stress intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies,*ASTM STP 791*, pp.238-265.
- (17) 皮籠石紀雄,ほか2名,1989," Al合金鑄物のき裂傳ば特性に及ぼす熱處理の影響", *日本機械學會論文集*,55卷,516號, pp.1733-1739.