

論文

SiC 입자강화 알루미늄기 복합재료의 피로특성과 피로파괴기구

이택순* · 최영근**

Fatigue Properties and Fatigue Fracture Mechanisms for
SiC Particles Reinforced Aluminum Matrix Composites

Taik Soon Lee* and Young Geun Choi**

ABSTRACT

Fatigue properties and fracture mechanisms were examined for SiC particles reinforced aluminum matrix composites under reversed plane bending fatigue test in laboratory air. The initiation and growth behaviors of small surface fatigue cracks were continuously monitored by the replica technique and investigated in detail.

Furthermore, the causes of fracture and fracture mechanism were investigated by scanning electron microscope. The macroscopic crack growth rate, da/dn , could be expressed by the Paris equation in terms of the maximum stress intensity factor, K_{max} , irrespective of stress level.

Key Words: SiC particle(SiC 입자), Crack initiation(균열발생), Small crack growth(미소 균열성장), Aluminum matrix composites(알루미늄기 복합재료), Bending fatigue test(굽힘피로실험), Stress intensity factor range(응력확대계수 범위).

초 록

SiC 입자가 20% 강화된 알루미늄기 복합재료의 피로특성과 피로파괴기구를 규명하기 위하여 평면굽힘 피로시험을 행했다. 표면미소 피로균열의 발생 및 성장거동은 레프리카법으로 연속적인 관찰을 했고, 파괴원인과 파괴기구를 규명하기 위해서는 주사전자현미경과 에너지분산형 분석장치를 이용했다. 또한 P/M재와 주조MMC재의 피로강도를 비교한 결과 P/M재의 피로강도가 우수했다. 균열진전속도와 최대응력확대계수의 관계를 알아본 결과 응력레벨에 관계없이 Paris 법칙으로 표현할 수 있었다. 주조MMC재는 P/M의 균열발생한계의 응력확대계수, K_I 보다도 낮은 $K_{값}$ 에서 균열은 발생, 진전했다.

* 정희원, 영남대학교 기계공학과

** 영남대학교 대학원 기계공학과

1. 서 론

최근의 산업 및 과학기술은 놀라운 정도로 발전되어 있다. 그리고 이것에 동반한 산업 및 과학기술을 뒷받침하는 기반이 되는 재료에 대한 요구도 현저히 고도화, 다양화되고 있다[1]. 현재 실용화 단계에 있는 금속기복합재료(MMC)가 구조용 재료로서 각광받기 위해서는 피로특성, 내환경성, 내식성, 열사이클 특성 등이 양호해야 한다. 그 중에서도 특히 피로특성이 우수해야 한다. 일반적으로 구조물 설계에 있어서 피로파괴를 고려할 경우 S-N곡선에 기초를 둔다. 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[2~3]. Shang등의 입자강화 복합재료($SiCp/Al$)을 이용한 연구에 의하면 긴 피로균열에서는 균열 굴곡에 의한 파면조대 유기균열 단합에 의한 균열전단의 실딩(shielding)이 발생해서, 조대한 SiC 입자를 포함하는 재료가 균열단합 레벨은 높게되고, ΔK 에 대해서는 균열진전저항이 크게 된다. 그렇지만 균열단합의 영향을 고려한 ΔK_{eff} 에서는 미세한 SiC 입자를 포함하는 재료가 역으로 균열저항은 높게된다고 보고하고 있다[4]. 또한, 고바야시 등은 SiC 입자강화 MMC를 이용해서 제하탄성 Compliance법으로 균열 개폐구거동을 조사한 결과 ΔK 가 감소해서 하한계 응력확대계수범위 ΔK_{th} 에 접근하는 동안 균열단합 레벨이 급격히 상승하고, 균열진전저항이 커지는 것은 ΔK 가 비교적 높은 경우 소성역 유기균열단합이 저 ΔK 영역에서는 파면조대 유기균열단합 및 산화물에 의한 유기균열단합이 피로균열 단합을 지배하기 때문으로 보고하고 있다[5]. 이와같이 MMC의 긴(Long) 피로균열의 진전거동에 대해서는 몇몇 보고가 있다[6~8]. 그러나 실제 구조물의 손상으로서 문제가 되는 것은 긴 관통 균열보다는 오히려 부재의 표면결함 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[9~12].

S. Kumai 등은 SiC 입자강화 알루미늄 합금을 이용한 표면미소 피로균열의 발생 및 진전거동에 관한 연구에 의하면 균열은 SiC 입자와 모재의 계면분리로 부터 발생, 진전하고 저 ΔK 영역에서는 균열선단이 SiC 입자를 만나서 정류하지만 고 ΔK 에서는 정류는 일어나지 않는다고 보고하고 있다[13]. MMC의 피로균열 발생 및 미소균열 진전거동에 관한 최근 약간의 연구결과가 발표되고 있지만 명확하게 말하기는 어렵다[14~16]. 왜냐하면 같은 강화재와 모재의 결합에서도 전혀 다른 결과가 얻어지는 등 해결되어야 할 문제가 많다. 그래서 피로특성에 관한 데이터를 축적해 가는 것과 함께, MMC의 피로파괴를 통괄해서 이해하고 피로파괴 기구와 피로파괴를 지배하는 인자의 파악이 시급하다. 본 연구에서는 고강도에서 내마모성을 현저하게 향상한 분말야금법에 의해 제조된 SiC 입자강화 알루미늄기 복합재료를 이용해서 평면굽힘 피로시험을 행하고, 레프리카법을 이용한 표면미소 균열의 연속관찰 및 주사전자현미경(SEM)과 에너지 분산형 X선 분석장치(EDX)에 의해 미소균열의 발생 및 초기진전기구를 규명하는데 있다.

2. 시험편 및 실험방법

2-1. 시험편 및 실험기구

본 실험에 사용된 재료는 SiC 입자를 체적율 20% 함유한 입자강화 알루미늄기 복합재료로서 일본 고베제강(주)에서 개발한 Al-Cu-Mg계 열처리 강화금속 A2024-T6를 모재로 분말야금법에 의해 제조했다. 이하에서는 본 재료를 P/M재라고 부른다. 사용재료의 화학적 성분과 기계적 성질은 Table 1과 Table 2에 나타내었다. 그리고 시험편의 조직사진은 Fig. 1에 채취방향과 형상은 Fig. 2, Fig. 3에 각각 나타내었다. 그리고 사용된 시험기는 소형의 동전형 평면굽힘 피로시험기이다.

Table 1. The chemical composition of matrix material(wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
≤0.5	≤0.5	3.8~4.9	0.3~0.9	1.2~1.8	≤0.25	≤0.10	≤0.15	bal

Table 2. The mechanical properties of matrix and composite material

Materials and matrix	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_b (MPa)	Elongation σ (%)	E(GPa)	Hardness
A2024H-T6	403	496	8.5	70.6	151(H _V)
P/M	462	594	5.9	110	188(H _V)

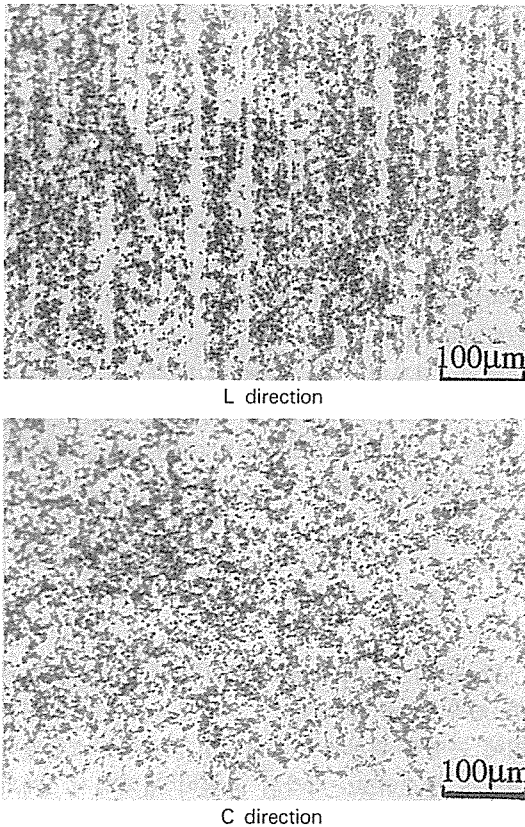


Fig. 1. Microstructure of material

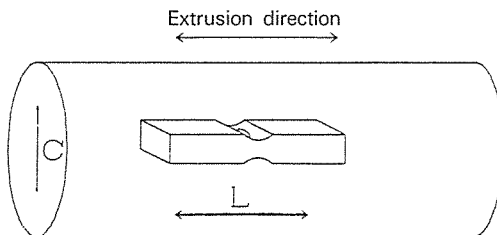


Fig. 2. Configuration of material and specimen orientation

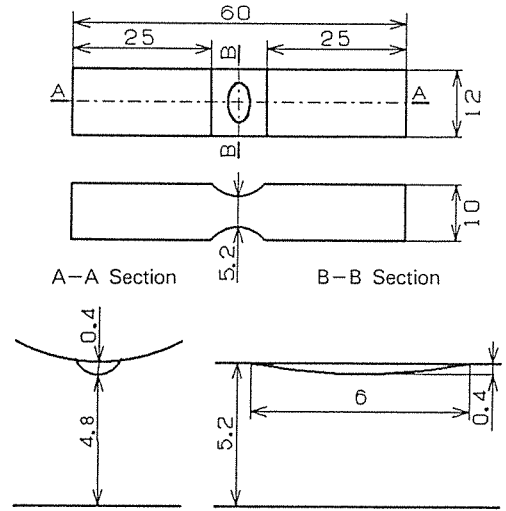


Fig. 3. Test specimen configuration (all dimension in mm)

2-2. 실험방법

피로시험은 소형동전형 평면굽힘 피로시험기를 사용해서 반복속도 40Hz의 양진 일정진폭하중으로 행했다. 표면미소 피로균열의 발생 및 진전거동을 연속해서 추적하기 위해 일정사이클마다 시험기를 일시 정지시키고 노치부 근방의 약 4mm×8mm의 부분에 대해서 레프리카(replica)를 채취한 후 광학현미경을 이용해서 관찰했다. 균열길이는 5μm 단위로 측정했고, 파면관찰을 위해서 주사전자현 미경을 이용했다. 본 실험에 있어서 균열발생수명 N_f 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

분말야금법에 의해 제조되어진 P/M재의 평면굽힘 피로시험 결과에 대해 먼저 피로강도에 대해서 검토하고, 다음에 표면미소 피로균열의 연속관찰과 균열진전기구에 대해서 기술했다. 그리고 주사전자현미경(SEM)과 에너지 분산형 X선 분석장치(EDX)를 이용하여 균열발생부의 상세관찰로 균열발생기구를 규명하고 최종적으로 균열진전 속도와 응력확대계수의 관계를 평가했다.

3-1. S-N 곡선

레프리카에 의해 주균열이 최초로 확인된 반복수를 균열발생 수명 N_i , 균열 전체 길이 $2a=2.0mm$ 에 도달한 반복수를 파단수명 N_f 로서 정의했다. Fig. 4에 균열발생수명과 파단수명을 응력집중을 고려한 노치뿌리의 응력진폭 σ_a 에서 정리된 S-N 곡선을 표시한다. 또한 비교 데이터로서 그림중에는 저자 등에 의해 보고되어 있는 주조 MMC재 S-N 데이터를 병행했다[18]. 그림중에서 ○가 P/M재의 균열발생수명, ●가 P/M재의 파단수명, □가 주조 MMC재의 균열발생수명, ■가 MMC재의 파단수명이다. P/M재의 S-N곡선에서는 저응력레벨에 있어서 다소의 흐트러짐(scatter)이 보여지지만 거의 하나의 직선으로 나타낼 수 있다. $\sigma_a=460MPa$ 이하 응력레벨에서는 전피로수명(全疲勞壽命)에

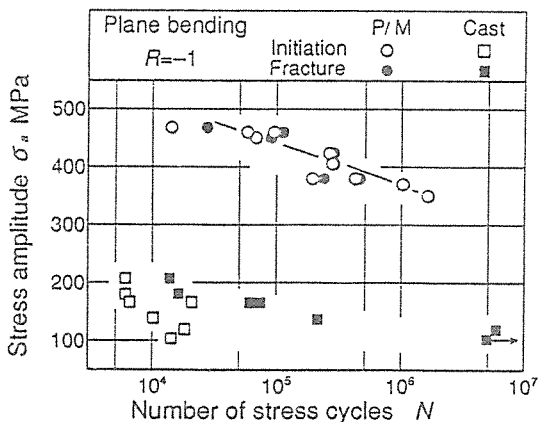


Fig. 4. S-N curves

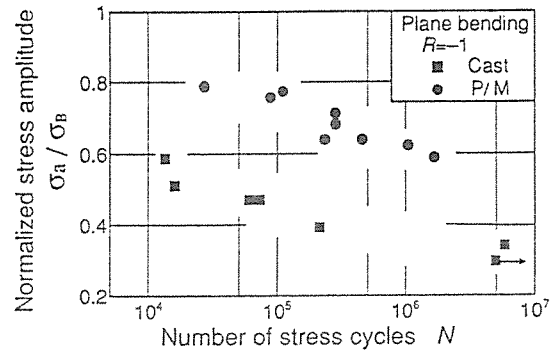


Fig. 5. σ_a/σ_B - N_f curves

비해서 균열진전수명은 매우 짧다. 또한 시험한 응력범위, $\sigma_a=350\sim 468MPa$, 반복수 $N=2.0\times 10^6$ cycles의 범위에서는 피로한도는 나타나지 않는다. P/M재는 주조 MMC재에 비해서 피로강도가 높고, 우수하다. Fig. 5는 응력진폭 σ_a 를 인장강도 σ_B 로 무차원화한 두재료의 파단수명의 S-N곡선이다. P/M재는 반복수 $N=1\times 10^7$ cycles에서 σ_a/σ_B 의 값이 대략 0.5정도이었다. 이것은 일반적으로 알고있는 용제(ingot) 알루미늄합금의 σ_a/σ_B 의 값과 거의 같다[19]. 또한 주조 MMC재의 값은 대략 0.3정도로서 P/M재에 비해서 주조 MMC재 쪽이 떨어진다.

3-2. 표면미소 피로균열의 연속관찰과 균열진전기구

Fig. 6(a), (b)에 $\sigma_a=468MPa$ 의 레프리카법에 의한 연속관찰을 표시한다. 상세관찰에서는 노치뿌리에 근접한 위치에서 수십 μm 정도의 미소균열이 여러개 발생하고, 각각의 균열이 합쳐해서 1개의 주균열로 된다. 그후 주균열선단 극히 근방의 주균열면과 다른평면상에 수십 μm 정도의 미소균열이 발생하고, 각각이 진전, 합쳐하면서 균열길이는 증가한다. 그 결과 균열은 미소한 굴곡을 다수 반복하게 되지만 거시적으로는 하중축 거의 직각방향으로 똑바로 진전한다. 특히 그림에 나타난 실험데이터는 응력범위가 가장 높은 응력진폭의 경우인데 길이 50 μm 의 미소균열이 발생해서, 미소균열의 한쪽 선단(화살표 A)은 반복수와 함께 진전하지만 주균열선단(화살표 M)과 미소균열의 다

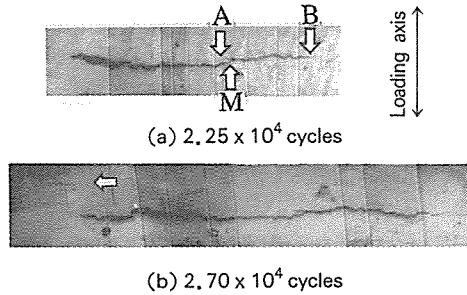


Fig. 6. Example of observations of crack growth behavior ($\sigma_a=468$ MPa)

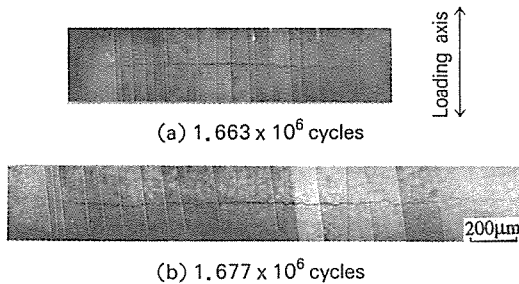
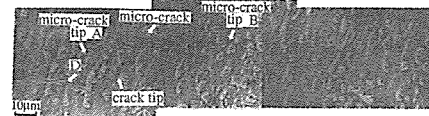


Fig. 7. Example of observations of crack growth behavior ($\sigma_a=350$ MPa)

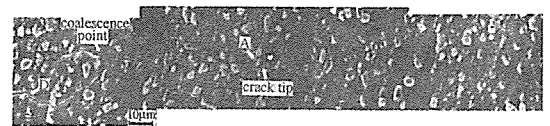
른 한쪽의 선단(화살표 B)은 서로 부분적으로 겹치면서 느리게 진전하고, 합체하는 직전까지 미소균열의 길이가 $340\mu\text{m}$ 에 달한 것도 있었다. 또한 주균열과 떨어진 위치에 주균열과 합체하지 않은 미소균열이 발생하는 경우도 있었다. Fig. 7(a), (b)의 $\sigma_a=350\text{MPa}$ 에서는 노치저부로부터 약간 떨어진 곳에서 수 $10\mu\text{m}$ 의 균열이 근접해 합체한 위치에서 여러개 발생했다. 그후 $\sigma_a=468\text{MPa}$ 과 같은 양상의 균열진전거동을 나타내지만, $\sigma_a=468\text{MPa}$ 에서 처럼 균열이 진전해서 비교적 길게되는 미소균열 및 주균열과는 합체에 이르지 않는 미소균열의 발생은 관찰되지 않았다. 상세한 설명은 생략하지만 다른 응력 레벨에서도 같은 양상의 균열진전거동이 관찰되었다. Fig. 8, Fig. 9에 $\sigma_a=460\text{MPa}$ 의 저(低) K_{max} 영역 및 고(高) K_{max} 영역의 균열진전과정의 관찰 예를 표시했다. Fig. 8(a)에서 $2a=0.23\text{mm}$, $N=5.70 \times 10^4 \text{ cycles}$ 에 있어서 주균열선단 근방의 주균열면과 다른 평면상에 균열길이 $2d=17\mu\text{m}$ 의 미소균열이 주균열과 부분적으로 겹쳐서 발생해 있다. 이 발생한 미소균열과 주균열의 간격은 약 $20\mu\text{m}$



(a) $N=5.70 \times 10^4$ cycles, $2a=0.23\text{mm}$, $K_{\text{max}}=5.61\text{MPam}^{1/2}$

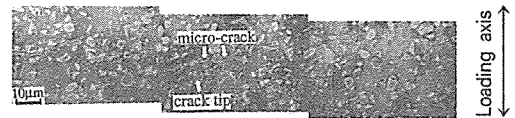


(b) $N=5.80 \times 10^4$ cycles, $2a=0.25\text{mm}$, $K_{\text{max}}=5.76\text{MPam}^{1/2}$

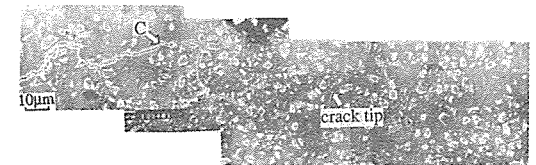


(c) $N=6.00 \times 10^4$ cycles, $2a=0.41\text{mm}$, $K_{\text{max}}=7.45\text{MPam}^{1/2}$

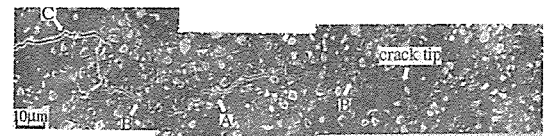
Fig. 8. The details of fatigue crack growth path ($\sigma_a=460$ MPa)



(a) $N=11.05 \times 10^4$ cycles, $2a=1.98\text{mm}$, $K_{\text{max}}=15.8\text{MPam}^{1/2}$



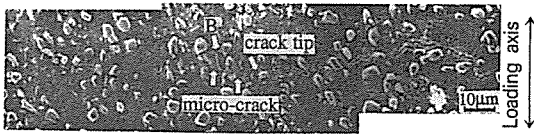
(b) $N=11.20 \times 10^4$ cycles, $2a=2.28\text{mm}$, $K_{\text{max}}=16.9\text{MPam}^{1/2}$



(c) $N=11.25 \times 10^4$ cycles, $2a=2.36\text{mm}$, $K_{\text{max}}=17.2\text{MPam}^{1/2}$

Fig. 9. The details of fatigue crack growth path ($\sigma_a=460$ MPa)

이다. 그후 주균열로부터 멀리 떨어진 미소균열선단(micro-crack tip B)은 반복수와 함께 그 길이는



$N=23.20 \times 10^5$ cycles, $2a=1.73\text{mm}$, $K_{\max}=12.3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
 Fig. 10. The details of fatigue crack growth path ($\sigma_a=380\text{MPa}$)

증가하지만 주균열선단과 주균열에 가까운 미소균열선단(micro-crack tip A)은 조금밖에 진전하지 않는다. 대략 3000 cycles 부하후의 Fig. 8(c)의 $N=6.0 \times 10^4$ cycles에서 주균열선단은 하중축 직각방향에 대해서 90° 에 가까운 각도에서 $2d=82\mu\text{m}$ 로 성장한 미소균열과 합체한다. 주균열과 미소균열의 합체 위치는 미소균열의 균열경로도중이었다. 관찰 예는 생략하지만 Fig. 7(a)의 $N=5.70 \times 10^4$ cycles이나 또한 방향의 주균열선단 근방에 있어서도 같은 주균열선단 근방에서의 미소균열의 발생, 합체가 관찰되었다. 또한 균열은 주로 모재 및 SiC입자와 모재의 계면을 따라 진전한다. 주로 SiC입자를 피해서 진전하는 것이 일반적이다. Fig. 8(a)의 화살표 A에서 표시한 초기결합의 어떤 SiC입자가 수천 cycles 부하후 균열경로로 되는 것도 있다. Fig. 8의 고 K_{\max} 영역에서는 Fig. 8(a)의 $2a=1.98\text{mm}$, $N=11.05 \times 10^4$ cycles에 있어서 주균열선단 근방 약 $10\mu\text{m}$ 의 주균열면과 다른 평면상에 미소균열이 발생하고 500 cycles 후에 주균열선단과 주균열에 근접한 미소균열선단이 합체했다. Fig. 9(b)의 $2a=2.28\text{mm}$, $N=11.20 \times 10^4$ cycles에서는 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 화살표 B에 표시한 것처럼 균열이 초기결합이 없는 SiC입자를 파단하면서 진전하는 것도 있다. 또한 고저 양 K_{\max} 영역에 다수의 bridging이 관찰되고, Fig. 9(b)의 화살표 C에서는 bridging이 발생해 있지만, Fig. 8(c)에서는 bridging이 없어진 것도 있다. Fig. 8(b), (c)의 화살표

D에서처럼 균열이 진전해 있음에도 불구하고 bridging이 없어지지 않고 잔류한 것도 있다. 이 잔류 bridging이 존재하는 영역은 균열선단으로부터 후방의 넓은 범위에서 나타나고, 균열선단과 가까워짐에 따라 bridging의 수는 증가했다. Fig. 10에 $\sigma_a=380\text{MPa}$ 의 고 K_{\max} 영역의 균열진전과정의 관찰 예를 표시했다. 고응력레벨 $\sigma_a=460\text{MPa}$ 과 비교해 보면 같은 모양의 미소균열이 발생 및 주균열과의 합체과정이 관찰되었다. 특히 초기결합이 없는 SiC입자(화살표 B)의 파단을 포함하는 미소균열의 발생이 관찰되었다. bridging에 관해서도 고응력레벨 $\sigma_a=460\text{MPa}$ 과 같은 양상으로 관찰되었다.

3-3. 균열발생부의 관찰과 균열발생기구

앞절의 표면미소 피로균열의 연속관찰로부터 균열의 발생과정과 진전과정으로 구분해서 더욱 미시적인 관찰을 했다. 먼저 균열발생부를 주사전자현미경(SEM) 관찰 및 에너지 분산형 X선 분석장치(EDX)에 의한 면분석, 점분석을 행했다. Fig. 11(a), (b)는 $\sigma_a=468\text{MPa}$ 에 있어서 시험편 표면의 균열발생부 근방에서의 SEM 사진을 나타내었고, Fig. 12(a)~(d)에는 시험편 표면 균열발생부 근방의 SEM 관찰 및 EDX에 의한 면분석 결과를 그리고 Fig. 13(a)~(d)에 점분석 결과를 나타내었다. Fig. 11과 Fig. 12에 A, B, C는 레프리카에 의해 확인된 균열발생기점을 표시하고 있다. Fig. 12의 (b)와

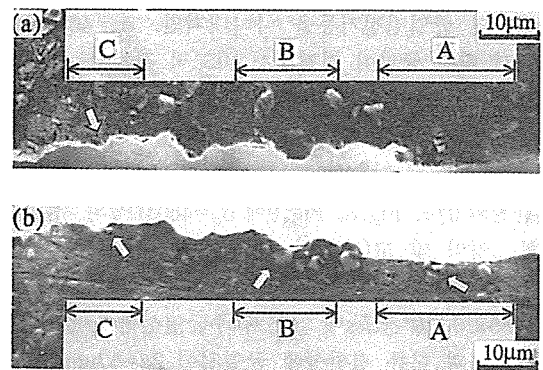


Fig. 11. SEM micrographs at near Crack origin of specimen surface ($\sigma_a=468\text{MPa}$)

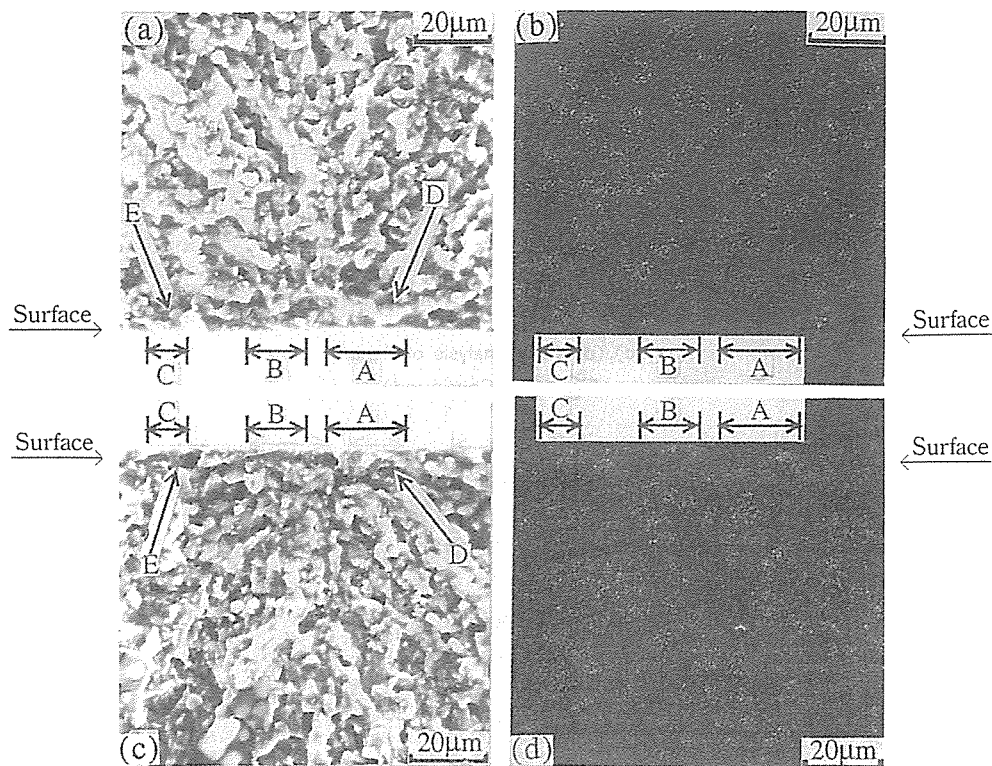
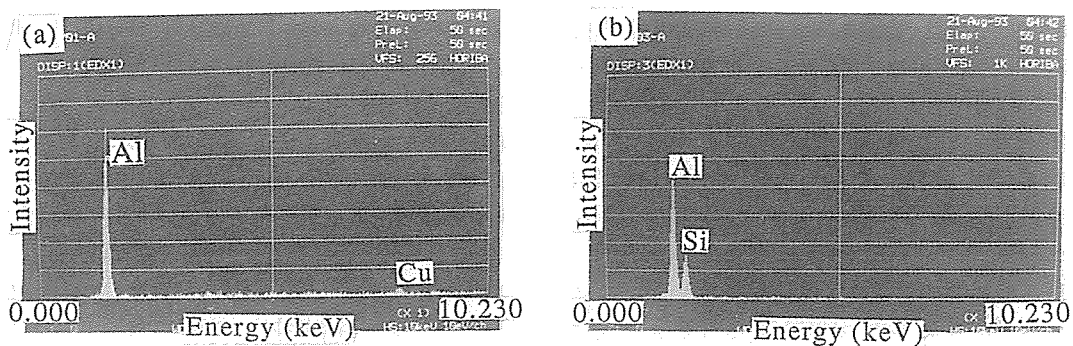


Fig. 12. SEM micrographs and EDX(Si) mappings of a pair of crack initiation site

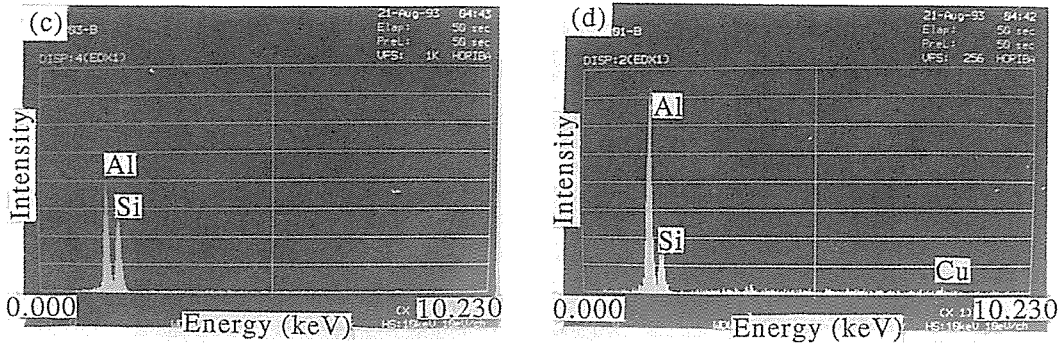
(d)는 (a)와 (c)의 각각의 EDX에 의한 상사(mapping) 사진이고, 또한 (b)와 (d)의 백점은 EDX에 의해 검출된 Si이고, 모재의 A2024-T6에는 Si가 미량밖에 포함되어 있지 않으므로 검출되어진 Si를 SiC로 판단했다. 또한 Fig. 13(a), (b) 및 (c), (d)는

각각 Fig. 12(a), (c) 중의 D 및 E부의 한쌍의 점분석 결과이다. Fig. 11(a), (b)로 부터 어느 균열발생부도 그림중의 화살표로 표시하는 것처럼 한쪽 또는 양쪽의 시험편 표면에 SiC입자가 존재하고 SiC입자와 모재인 알루미늄 합금의 고온에서 열팽창계



(a), (b) Point analysis of D part

Fig. 13. The results of point analysis



(c), (d) Point analysis of E part

Fig. 13. (Continued)

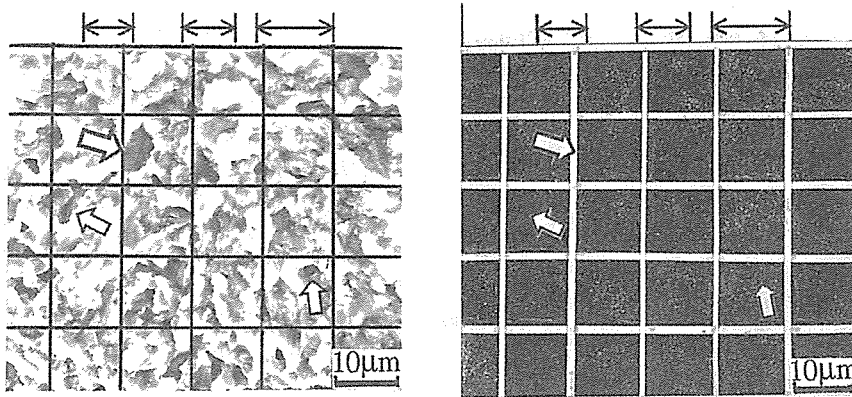


Fig. 14. SEM micrographs and EDX (Si) mappings of a pair of crack initiation site

수의 차이로 인해 계면에서 변형이 생겨 응력집중이 높게 된다. 그러나 균열이 SiC입자와 모재인 알루미늄 합금의 계면으로부터 발생해 있는지 여편지는 시험편 표면상으로는 정확하게 알 수 없다. Fig. 12(a), (c)로부터 표면 미소균열의 길이방향 다시 말해서 파면에 의한 SEM 관찰에서는 균열 A, B, C의 균열면의 반타원 형상부분은 비교적 요철이 없는 평탄한 파면을 나타내고 있고, 거기에 이어지는 초기균열 진전과정에서는 방사상으로 요철이 있는 파면을 나타내고 있다. EDX의 면분석에 있어서 균열 A, B의 균열면의 반타원상 부분은, 한쪽의 파면(Fig. 12(b))에서는 대부분 백점이 검출되지 않는 것에 비해 다른쪽의 파면(Fig. 12(d))에서는 백점이 수 μm 의 범위에서 응집해 있는 부분이 혼재해 있다. 균열 C의 균열면의 반타원상 부분은 양파면에서 드문드문하게 백점이 분포해 있다. Fig. 12(a), (c)의 D, E부의 EDX에 의한 점분석에 있

어서도, 양점 모두 한방향 또는 양방향으로 Si, Al, Cu의 피크가 검출되어 있지만, SiC입자와 모재인 알루미늄합금의 계면분리나 SiC입자의 파단을 나타낸 것처럼 Al의 피크에 비해서 다량 Si의 피크는 검출되지 않았다. 또한 Fig. 14에 $\sigma_a=458\text{MPa}$ 의 균열발생후의 균열진 전부에 있어서 SEM 관찰 및 EDX에 의한 면분석 결과를 나타낸다. 그림중에 격자는 위치를 확인하기 쉽도록 표시한 것이다. 균열발생기구에 대해서는 $\sigma_a=458\text{MPa}$ 에서도 $\sigma_a=468\text{MPa}$ 과 같은 양상으로 관찰되었다. SEM사진에 있어서 화살표부분을 EDX에 의한 면분석 결과와 대조해 보면, 그 부분에는 백점은 응집해 있지 않고, 드문드문하게 밖에 백점이 검출되지 않는다. 이것으로부터 파면의 SEM사진에서 검게 보이는 영역에서, 반드시 SiC입자와 모재인 알루미늄합금의 계면분리나 SiC입자의 파단이 일어나 있는 것으로 한정해서는 안된다는 것을 알았다. 이상의 균열발

생부의 상세한 관찰로부터 P/M 재의 균열은 SiC 입자 근처의 모재부근으로부터 발생하는 것을 알았다. 이것은 P/M 재가 합금분말을 고온 장시간의 HIP 처리후 압출하드로 계면강도가 어느정도 강하게 되고, 또한 SiC 입자가 작고, 균일하게 분포해 있으므로 SiC 입자에 의한 응력집중이 그다지 크지 않기 때문으로 생각되어진다.

3-4. $da/dn-K_{max}$ 관계

Fig. 15는 P/M 재의 균열진전속도, da/dn 과 최대 응력확대계수, K_{max} 의 관계를 정리한 것이다. 응력집중 $\sigma_a=468MPa$ 이 ○, $460MPa$ 이 △, $450MPa$ 이 ▽, $423MPa$ 이 ◇, $405MPa$ 이 □, $380MPa$ 이 ▼, $370MPa$ 이 ●, $350MPa$ 이 ▲이다. 3-2절의 연속사진 관찰에서 기술한 고응력레벨($\sigma_a=468MPa$, $460MPa$)에서 주균열과 합체에 이르지 않은 미소균열은 제외하고 주균열에 대해서만 정리했다. 그림중의 * 표시는 $\sigma_a=468MPa$ 에 있어서 주균열과 비교적 긴 균열의 합체시의 데이터이고, 합체직후의 외관상의 균열길이의 증가에 의한 진전속도의 가속이 인정된다. 전술한 것처럼 균열은 균열선단 근방에 발생한 미소균열과의 합체를 많이 반복하지만, 주균열의 길이에 비해서 미소균열의 길이가 짧기 때문에 다른 데이터는 호트러짐(scatter)의 범위로 받아들여진 것으로 생각되어진다. $K_{max}=8MPam^{1/2}$ 이하의 저 K_{max} 영역에서는 호트러짐이 크지만, 그 이상의 고 K_{max} 영역에서는 몇개의 호트러짐을 어떤 하나의 띠(band)로 표현하는 것이 가능했다[18]. 또한 P/M 재의 균열발생한계의 응력확대계수 K_i 는 대략 $4MPam^{1/2}$ 정도이고, 田中등[21]에 의한 동일재료의 긴 균열에 비해서 진전속도는 약간 빠르고, 긴 균열의 균열진전 하한계치 $\Delta K_{th}=5MPam^{1/2}$ 이하에서도 진전하고 있다. 또한 앞의 田中등에 의한 시험재료와 동일한 P/M 법에 의해 제작된 A2024-T6의 압출재료나, 小林등[22]에 의한 용재(溶製) 알루미늄합금(A2017-T3, A2024-T3, A5083-0, A7075-T6, A7N01-T6)의 긴균열에 있어서 $da/dn-\Delta K$ 관계와 본 연구의 실험결과는 큰 차이가 보여지지 않았다. 일반적으로

미소균열은 동일 ΔK 에 대해서 긴 균열보다 빠르게 진전하였고, 긴균열의 ΔK_{th} 이하에서도 진전한다. 이 특이한 거동 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 bridging에 의한 균열선단 wake 중에서 shielding이 일어났기 때문으로 생각되어진다. Fig. 16에는 저자등에 의해 보고되어 있는 주조 MMC재와 P/M 재의 $da/dn-K_{max}$ 관계를 비교했다[18]. 그림중에서 ○이 P/M 재이고, △이 주조 MMC재의 $\sigma_a=166MPa$ 이고, ▲이 주조 MMC재의 $\sigma_a=138, 120MPa$ 이다. 또한 전술의 P/M 재의 균열발생한계의 응력확대계수 K_i 를 그림중에 화살표로 표시했다. 주조 MMC재는 P/M 재의 K_i 보다도 낮은 K 값에서 균열은 발생, 진전한다. 주조 MMC재에 있어서 낮은 K_i 에서도 균열이 발생하는 것은 저자등이 보고했던 것처럼 주조 MMC재는 재료중에 제조공정시에 발생한 것으로 생각되어지는 SiC

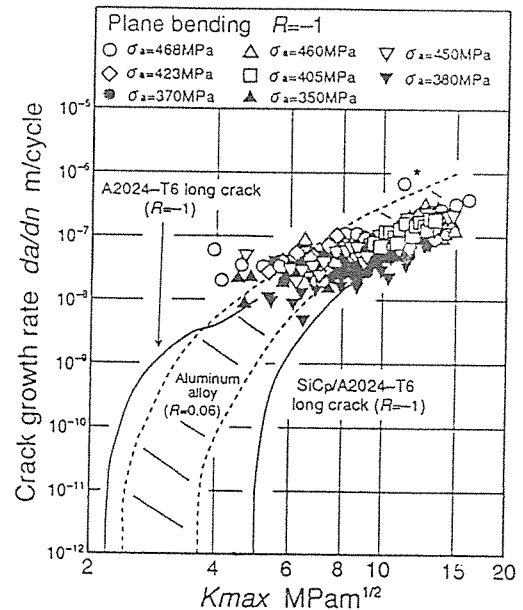
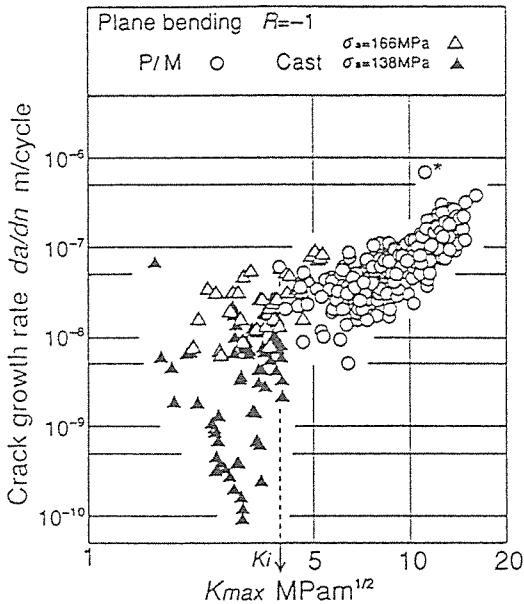


Fig. 15. $da/dn - K_{max}$ relation

Fig. 16. $da/dn - K_{max}$ relation

입자와 모재의 계면분리가 존재하기 때문으로 생각되어진다.

4. 결 론

분말야금법에 의하여 제조된 SiC입자강화 알루미늄 복합재료를 이용하여 평면굽힘 피로시험을 행하고 레프리카법을 이용해서 표면미소 피로균열의 연속관찰과 주사전자현미경 및 에너지분산형 X선 분석장치에 의한 상세관찰을 통하여 피로강도 및 미소균열 발생 및 초기진전기구를 규명하고 얻은 결론은 다음과 같다.

- (1) S-N곡선에서 저응력레벨에서는 다소의 편차는 보여지지만 거의 한개의 직선으로 표현된다. 피로강도를 비교하면 P/M재 쪽이 주조 MMC재에 비해서 우수하다.
- (2) 표면미소 피로균열은 노치부에 근접한 위치에 수십 μm 의 균열이 여러개 발생하고, 각각의 균열이 합쳐해서 주균열로 되었다. 그리고 P/M재의 균열발생기구에 대해서는 SEM 관찰 및 EDX에 의한 점분석, 면분석 결과 균열은 SiC 입자 주변의 모재부분으로부터 발생했다.

- (3) 균열은 발생후 반복수와 함께 그 길이가 증가하지만 주균열선단 근방에서 수십 μm 의 미소 균열이 발생하고 각각이 진전하여 합체한다. 그 결과 균열은 미소한 굴곡을 다수 반복하게 되지만 거시적으로는 하중축직각 방향에 거의 똑바로 진전한다.
- (4) $da/dn - K_{max}$ 관계에 있어서 대략 $K_{max} = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 이하의 낮은 K_{max} 영역에서는 분산이 크지만 거의 한개의 직선으로 표시하는 것이 가능했다. 동일재료의 긴균열에 비해서 균열 진전 속도는 약간 빠르고, 긴균열 속도의 균열진전 하한계치 이하에서도 균열은 진전한다. 또 주조 MMC재는 균열발생한계의 응력확대 계수 K_t 보다 적은 K 값에서 균열은 발생하고 진전하므로 P/M재 쪽이 균열진전저항은 우수하다.

후 기

본 연구는 1994년도 영남대학교 교비 지원에 의하여 연구되었으며 관계자 여러분께 깊은 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

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. P. Paris, F. Erdogan, 1963, “A Critical Analysis of Crack Propagation Laws”, Trans. ASME, Ser. D, 85, pp.528-533.
3. W. Elver, 1971, “The Significance of Fatigue Crack Closure”, ASTM, STP486, pp.230-242.
4. J.K. Shang and R.O. Ritchie, 1989, “On the Particle Size Dependence of Fatigue Crack Propagation Thresholds in SiC-particulate-reinforced Aluminium-alloy Composites: Role of Crack Closure and Crack Trapping”, Acta. Metall., Vol. 37, No.8, pp.2267-2278.

5. 小林俊郎 外4名, 1991, "SiC粒子強化6061アルミニウムの疲労龜裂傳播特性", 日本金屬學會誌, 第55卷, 第1號, pp.72-78.
6. A.F. Whitehouse and T.W. Clyne, 1993, "Cavity Formation During Tensile Straining of Particulate and Short Fiber Metal Matrix Composites", *Acta Metall., Mater.*, Vol.41, No.6, pp. 1701-1711.
7. 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.
8. 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.
9. E.R. de los Rios, Tang, Z., and Miller, K.J., 1984, "Short Crack Fatigue Behaviour in a Medium Carbon Steel", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol.17, pp.97-108.
10. 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
11. S. Pearson, 1975, "Initiation of Fatigue Cracks in Commercial Alloys and the Subsequent Propagation of very Short Cracks", *Eng. Fract., Mach.*, Vol.7, pp.235-247.
12. 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.
13. S. Kumai, J.E. King and J.F. Knott, 1990, "Fatigue Crack Growth in SiC Particulate Reinforced Aluminum Alloys", *Fatigue90*, Vol. II, pp.869-874.
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. S. Kumai, J.E. King, J.F. Knott, 1990, "Short and Long Fatigue Crack Growth in a SiC Reinforced Aluminum Alloy", *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol.13, No.5, pp.511-524.
16. 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의 疲勞破壞機構", 鐵と鋼, Vol.75, No.9, pp.1753-1760.
17. J.C. Newman, Jr., and I.S. Raju, 1983, "Stress Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies", *ASTM STP 791*, pp.238-265.
18. 최영근, 이택순, 1994, "SiC입자강화 알루미늄기 복합재료의 표면미소 피로균열의 발생 및 진전거동," 대한기계학회 추계학술대회 논문집(I), pp.132-137.
19. 皮籠石 紀雄,ほか2名, 1989, "Al 合金의 疲勞龜裂特性に及ぼす熱處理と影響", 日本機械學會論文集, Vol.55, No.516, pp.1733-1739.
20. 田中啓介, 秋庭義明, 清水憲一, 松原剛, 1993, "炭化ケイ素粒子 強化アルミニウム合金切欠き材における微小疲勞き裂傳ばとき裂開閉口舉動", 日本機械學會 材料力學部門 講演會 講演論文集, pp.97-98.
21. 小林英男, 小島誠治, 中村春夫, 中澤一, 1982, "アルミニウム合金의 疲勞き裂進展抵抗", 材料, Vol.31, No.346, pp.675-679.