

## 論文

기지금속과  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$  금속복합재료의 피로 및 주기적 변형거동

송정일\*

**Fatigue and Cyclic Deformation Behavior with the Unreinforced Matrix Alloy and  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$  Metal Matrix Composites**

J.I. Song\*

**ABSTRACT**

Cyclic deformation and fatigue behavior of  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ -15vol.% metal matrix composites and matrix alloy were studied. Fatigue strength of  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$  composites was about 210MPa, and that of Al matrix alloy was 170MPa. Most of the resultant displacement due to permanent plastic deformation occurred in less than the first 5% of fatigue life. In case of composites, decrease of cyclic displacement was smaller than that of matrix because the reinforcements acted as barriers to dislocation movement. Consequently, cyclic stress-displacement response curve can be considered to have these stages ; an initial few cycles of rapid hardening, followed by progressive hardening for most of the fatigue life, and then just prior to failure, an instantaneous drop in stress carrying capability of the material due to multiple microcrack initiation, eventual coalescence of microcrack to form a macrocrack and then rapid macroscopic crack growth.

## 초 록

본 연구는 단섬유보강 금속복합재료의 피로 및 주기적 거동에 관한 연구로서, 가압용침법을 이용하여 제조된  $\text{Al6061}$ 과 이를 기지금속으로 사용한 단섬유보강  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ -15% 복합재료의 주기적변형(cyclic deformation)과 피로거동(fatigue behavior)에 대해서 실험적으로 고찰하였다.  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$  복합재료의 피로강도는 210MPa로 나타났고 기지금속은 170MPa로 나타났다. 영구소성변형에 의한 합변위는 피로수명 초기 5%이내에서 대부분 발생하며 파단시의 합변위는 복합재료와 기지금속 모두 축적된 소성변형으로 인하여 인장시험에서의 연신율에 비해 작은 값을 가진다. 금속복합재료의 주기적 변위는 보강재가 전위 전파의 저지역할을 함으로써 기지금속에 비하여 다소 감소하는 것으로 나타났다. 파면관찰결과 기지금속의 경우 금속복합재료에 비해 전체 시험편 단면에서 넓은 영역에서 균열전파 형태를 관찰할 수 있었으며, 또한 금속복합재료의 파면에서는 연속적인 피로하중에 의한 기지금속과 보강재간의 분리(debonding)등의 결과로 보강재가 뿔어나간 흔적이 관찰되고 있다.

## 1. 서 론

금속복합재료(Metal Matrix Composites : MMCs)

에 대한 연구는 초기에는 주로 제조조건 및 제조 공정에 관한 연구가 주를 이루었으나 최근에 그 응용 범위가 확대됨에 따라 다양한 연구가 수행되고 있다[1-4].

\* 창원대학교 기계공학과

현재까지 금속복합재료의 강도향상의 메카니즘에 관한 연구가 주로 수행되어져 왔다[5-10]. 대부분의 입자 및 단섬유보강 금속복합재료의 파괴양상은 그 기지금속에 비하여 현저하게 낮은 연신율로 인하여 준취성(quasi-brittle)의 거동을 보인다. 구조재로 확대 발전되고 있는 금속복합재료의 성공적인 적용을 위해서는 피로파괴와 주기적 변형에 대한 이해가 필수적이며, 손상(damage)의 발생과 축적에 대한 정보는 금속복합재료의 응용부분에 대한 설계와 해석, 피로수명예측에 중요하다.

복합재료의 경우 섬유강화 플라스틱(FRP) 및 장섬유보강 금속복합재료(continuous fiber reinforced MMCs)의 피로거동 및 손상에 관한 연구는 활발히 진행되어 왔다[11~17]. 섬유강화 복합재료의 피로거동 및 피로수명 예측을 위하여 다양한 모형이 제시되었으며, 특히 Hwang과 Han[11,12]은 피로계수(fatigue modulus)와 합변형률(resultant strain) 파단조건을 이용하여 제안한 수명예측식을 새로이 참고계수(reference modulus)의 개념을 도입하여 보다 정확한 피로수명 예측식을 제안하였다. 장섬유보강 금속복합재료의 피로거동 연구로서는 주로 B/Al, SiC/Al, B/Ti, SiC/Ti 금속복합재료의 피로거동에 관한 연구에서, 장섬유보강 금속복합재료의 피로손상은 수많은 균열이 누적된 결과로서 기지균열(matrix cracking), 섬유와 기지금속료의 분리(debonding), 층간분리(delamination), 기공의 성장(void growth), 보강재 파단(fiber breakage) 등의 섬유강화 복합재료의 피로기구와 유사한 형태로 나타나며, 이들의 조합된 기구에 의해 피로파괴가 발생함을 밝혔다. 단섬유 및 입자보강 금속복합재료(ceramic particulate - reinforced MMCs)는 최근에 구조재로서의 응용이 활발해짐에 따라 최적제조조건, 기계적물성 및 미세조직에 관한 많은 연구가 수행되고 있으나, 피로 및 주기적 거동에 관한 연구는 아직 국내외적으로 미미한 실정이다[18~26].

Llorca등[25]은 단섬유보강 금속복합재료의 주기적 변형에 관한 연구에서 피로거동중의 미세조직 변화는 보강재와 기지금속 사이의 열수축률의 불일치로 생기는 전위의 증가, 기공의 형성, 경계면에서의 화학적 반응물 석출, 보강재와 기지금속의 경계분리 등에 기인하며, 순수한 금속의 피로거동과 주된 다른점은 취성의 보강재와 일반적으로 연성인 기지금속간의 강제적 소성유동(plastic flow)에 기인한 기지금속에서의 강한

Table. 1 Chemical composition of Al alloy

Material	chemical composition(w/o)							
	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Mn	Zn	Ti
Al6061	6.0	0.2	1.0	—	0.6	0.1	0.2	0.1

Table. 2 Specifications of reinforcements

Mat.	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Diameter (μm)	Length (μm)	T.S (MPa)	E (GPa)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (Saffil)	3.3	3.0	60	2.0	310

응력의 발생이라고 밝혔다.

본 연구는 단섬유보강 금속복합재료의 피로 및 주기적 거동에 관한 연구로서 가압용침법을 이용하여 Al6061 및 Al6061을 기지금속으로 한 부피분율 15%의 단섬유보강 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료를 제조하였다. 또한 제조된 금속복합재료와 기지금속의 인장시험 결과를 기초로 하여 주기적 응력-변위의 관계변화를 중심으로 피로거동, 피로하중하에서의 주기적변형(cyclic deformation) 및 피로파면의 관찰에 대해서 실험적으로 고찰하였다.

## 2. 제조 및 실험방법

### 2.1 사용재료 및 제조

본연구에서 사용된 기지금속료는 Al-Mg-Si계열의 Al6061 알루미늄합금이며 그 화학적 조성은 Table 1에 나타내었다. Mg의 첨가로 큰 열처리 효과를 얻을 수 있는 것으로 알려져 있다. 보강재는 RF-grade Saffil 알루미늄 단섬유로서 δ-결정상이며 약 5%정도의 실리카(silica)를 포함하고 있다. 그에 대한 제원은 Table 2[27]에 나타내었다.

가압용침법에 의한 금속복합재료의 제조에 필요한 예비성형체는 보강재의 균일한 분포를 위해 진공압추출법을 사용하여 제조한 후 발진주파수가 2.45GHz인 초음파오븐(microwave oven)을 사용하여 건조하였으며 전기로에서 소결시켰다. 예비성형체의 성형성유지 및 강도유지에 필요한 성형체는 무기성형체로서 silica colloid를 사용하였다. 보강섬유의 함유율은 예비성형체의 체적을 동일하게 하고 질량을 변화시켜 제어하였다.

예비성형체의 제조방법은 진공압 추출법에 의하여 수행되었으며, 보강재의 부피분율은 15%로 하였다. 또한 금속복합재료는 가압용침법을 사용하여 제조하였다.

제조된 금속복합재료는 T6열처리하였으며, 기지금속으로 사용된 Al6061 역시 같은 제조공정과 조건으로 제조되었으며 T6열처리 중 시효처리는 10시간동안 실시하였다. 주사전자현미경(SEM) 및 광학현미경을 이용하여 예비성형체 및 금속복합재료의 제조상태를 확인하고 그 미세조직을 관찰하였다.

## 2.2 인장 및 피로실험

정하중시험 및 피로시험을 위한 시편은 기지금속과 금속복합재료 모두 위와 같은 제조방법으로 제조된 잉곳(ingot)에서 가압방향에 수직인 면에서 채취하였으며, T6열처리 후 CNC선반으로 정밀하게 가공되고 사포로 연마되어 시편의 평균 조도(roughness)는  $1.5\mu m$ 를 유지하게 하였다. 시편의 형태는 ASTM D3552를 기초로 물림부만 수정하여 65mm길이와 35mm의 gage length를 갖는 직경 6.5mm 시험편을 사용하였다.

인장시험은 상온에서 피로시험기(Shimadzu, 5ton, Japan)를 이용하였다. 금속복합재료와 기지금속으로 사용된 6061알루미늄 합금의 연신율 차이를 고려하여 금속복합재료의 경우 0.5mm/min, 기지금속의 경우 1.5mm/min의 변위제어로 수행하였다. 인장시험의 경우 시편에 gage length 12.5mm의 신장계(extensometer)를 부착하여 응력과 변형을 및 변위의 선도를 PC 및 X-Y 기록계로부터 얻었다.

피로시험은 인장시험의 경우와 동일한 시험기와 시편을 이용하여 하중제어(load control)로 인장-인장의 사인파(sinusoidal wave) 형태의 하중을 가하여 실시했다. 주파수는 응력수위(파괴응력에 대한 가한 최대응력의 비( $\sigma/\sigma_u$ , q)를 고려, 2~8 Hz의 범위를 사용하여 재료가 파단될 때까지의 응력과 변위 곡선을 PC에 저장하였다. 응력수위의 범위는 1에서 약 0.50까지 응력수위를 다양하게 변화시켰으며 각 수위마다 1~3개의 시편을 시험하였다. 실험 중 하중비(R)는 0.1로 일정하게 유지하였다. 피로한도는  $2 \times 10^6$  cycles로 정의하였다. 피로하중하에서의 잔류강도를 확인하기 위하여 금속복합재료와 기지금속 각각의 최소응력비에서 약  $0.75 \times 10^6$ ,  $1.5 \times 10^6$  주기 동안 하중을 가한 후 상기 조건과 같은 조건으로 인장시험을 실시하였다. 그리고 인장시험 및 피로시험결과 파단된 시험편은 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 파단면을 미시적으로 관찰하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 금속복합재료의 제조

진공압추출 및 초음파건조등의 방법을 사용함으로써 균일한 보강재의 분포를 갖으며 높이방향으로 부피분율의 차이가 없는 예비성형체의 제조가 가능하였다. 예비성형체내의 보강재는 가압방향에 수직한 평면에서 거의 2차원으로 무질서하게 분포하고 있으며 이러한 분포양상은 가압용침이 이루어진 후에도 거의 변하지 않았다. 이전의 연구결과와[18,19]와 6061 알루미늄합금의 용융점을 고려한 가압용침 공정조건으로 양호한 금속복합재료의 제조가 가능하였다. 용침과정중 예비성형체의 함몰현상은 나타나지 않았고 완전용침이 이루어졌다.

Fig.1은 광학현미경으로 관찰한 금속복합재료의 3차원 미세조직사진이다. 보강재는 뭉침없이 비교적 고르게 분포하고 있으며 가압방향에 수직한 평면에서는 보강재가 주로 2차원으로 분포하고 있음이 관찰된다. 또한 이곳의 상부 및 하부에서 보강재의 분포차이는 관찰되지 않으며 완전한 용침이 이루어졌음을 알 수 있다.

금속복합재료의 T6 열처리시 시효처리 시간은 경도

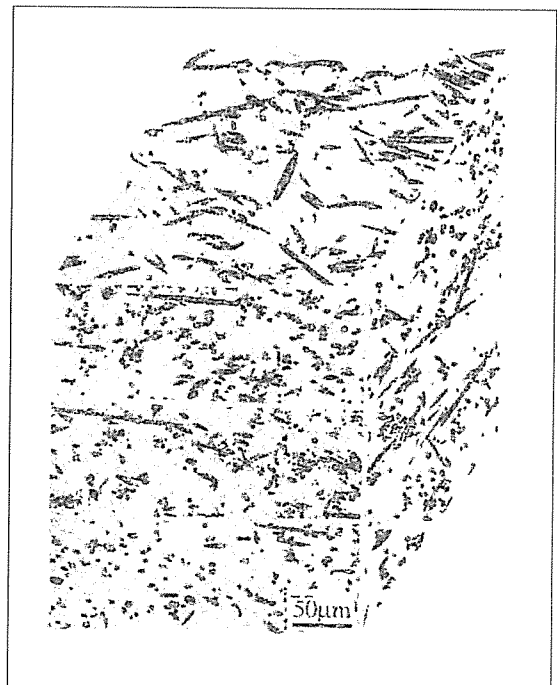


Fig. 1. Microstructures of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites

Table. 3 Mechanical properties of Al6061 and Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite

Material	Elastic Modulus E(GPa)	Yield Strength $\sigma_y$ (MPa)	Tensile Strength $\sigma_t$ (MPa)	Elongation (%)
Al6061	74	266	331	9~12
Al/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	92	310	378	2~3

를 측정하여 최고 강도가 나타나는 시간으로 정하였다. 일반적으로 단섬유보강 금속복합재료는 보강재와 기지 금속간의 열팽창계수의 차이로 보강섬유 주위의 전위 밀도 증가에 따라 기지금속의 석출경화의 속도가 빨라진다. 인공시효처리결과, 알루미늄 기지 금속 및 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(15%) 복합재료의 최적 시효처리시간은 각각 10시간과 4시간으로서, Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(15%) 복합재료가 기지금속에 비하여 6시간이 빠르게 나타났다.

### 3.2 인장강도

Table.3은 금속복합재료와 기지금속(matrix)의 인장시험결과를 나타낸 것으로, 금속복합재료는 인장강도가 378MPa, 탄성계수는 92GPa로서 기지금속의 331MPa, 74GPa에 비하여 인장강도 및 탄성계수가 각각 14%, 24% 향상되었다. 한편, 취성재료인 알루미늄 보강재의 영향으로 금속복합재료의 연신율은 기지금속의 9~12%에 비하여 현저하게 감소한 2~3%의 값을 나타내었다.

이와같은 연구결과와 이론적인 인장강도를 비교해보면 다음과 같다. 일방향으로 배열된 장섬유보강 복합재료에 대한 혼합법칙[6]으로 부터 단섬유 보강재에 대해서는 보강재에 작용하는 평균응력의 개념을 도입하여 보강재의 길이( $l$ )와 임계 하중전달 보강재 길이(critical load transfer length,  $l_c$ )를 이용하고, 3차원으로 무질서하게 배열된 보강재의 영향으로 일방향에 비하여 보강효과가 떨어지는 효과를 고려하기 위하여 계수  $C$ 를 도입하여 아래식과 같이 수정되었다.

$$\sigma_c = C\sigma_{uf} V_f \left( l - \frac{l_c}{2l} \right) + \sigma_m^* (1 - V_f)$$

$$\text{여기서, } l_c = \frac{\sigma_{uf} d}{2\tau}$$

여기에서  $\sigma_c$ ,  $\sigma_{uf}$ ,  $V_f$ ,  $\sigma_m^*$ 는 각각 복합재료의 강도, 보강재의 강도, 보강재의 부피분율, 그리고 보강재 파단변형률에서의 기지금속에서의 응력을 각각 나타낸

다. 그리고,  $d$ 는 보강재의 직경,  $\sigma_{sm}$ 은 기지금속의 항복응력을 나타낸다. 계수  $C$ 의 값은 많은 연구자에 의하여 실험적으로 제시되어 왔으나 가장 널리 사용되어 지는 값은 3/8, 1/5이다.

위 식의 인장강도 예측식에 위의 인장시험 결과 및 Table 2의 보강재의 크기와 보강재의 파단연신을 0.67%일 때의 기지금속의 응력  $\sigma_m^* = 275\text{MPa}$ ,  $C = 3/8$ 을 대입하면 금속복합재료의 인장강도는 343MPa로서 실험결과의 378MPa에 비하여 작은 값을 가진다. 이는 상기 식의 경우 보강재가 3차원으로 분포한다는 가정하에 사용된 실험식으로 본 연구에서 사용한 2차원에 가깝게 분포하는 복합재료에 비하여 보강재의 강화효과가 낮게 평가되었기 때문이다.

### 3.3 주기적 변형 및 피로특성

Fig. 2는 시험도중 저장된 주기적 응력 과 변위 그래프의 한 예이다. 여기에서  $\epsilon_N$ ,  $\Delta\epsilon_N$ ,  $\Delta S_N$ 은 각각 다음과 같이 정의된다.

$$\epsilon_N = N \text{ 주기의 합변위} - N-1 \text{ 주기의 합변위}$$

$$\Delta\epsilon_N = N \text{ 주기의 주기적 변위}$$

$$\Delta S_N = N \text{ 주기의 응력범위}$$

Fig. 3은 알루미늄 기지금속과 복합재료의 정적(static)하중과 피로 초기에서의 주기적 응력과 변위의 선도를 비교한 것이다. 주기적 응력과 변위선도는 각 응력수위(stress level)에 대한 값들을 도시함으로써 얻어졌으며 정적하중에 비하여 현저하게 큰 하중율/loading rate)를 가했을 때의 재료의 변형거동이다. 주기적 응력과 변위선도에서 각 재료의 정적하중의 경우와 비교한 탄성계수의 변화는 거의 없으며 주로 기지금속의 영향에 의한 소성영역에서의 주기적 경화현상(cyclic strain hardening)이 관찰된다.

Fig. 4와 Fig. 5는 각각 기지금속과 복합재료의 응력수위에 따른 주기적 응력과 변위와의 관계를 나타낸 것이다. Fig. 4는 기지금속에 대한 그래프로 최고 응력수위인 0.90, 그리고 최저 응력수위인 0.50일 때를 각각 나타낸 것이고, Fig. 5의 복합재료에 대한 그래프는 최고 응력수위인 0.98과 0.90, 그리고 최저 응력수위인 0.55일 때를 각각 나타내고 있다. 하중제어모드에 의한 시험방법으로 시험도중  $\Delta S_N$ 은 각 응력수위에서

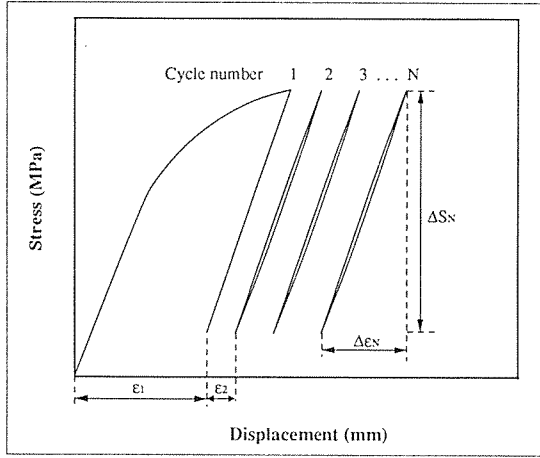


Fig. 2. Example of relations with stress vs. displacement

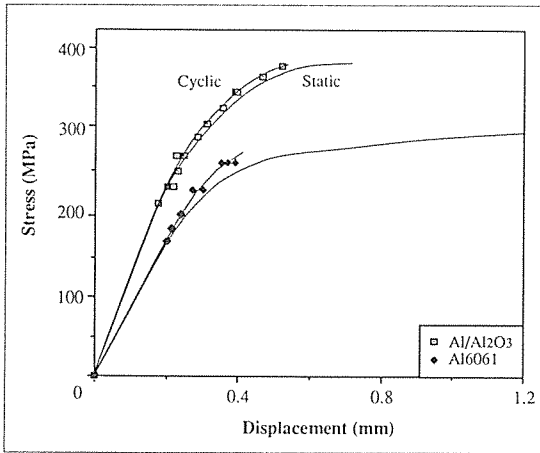
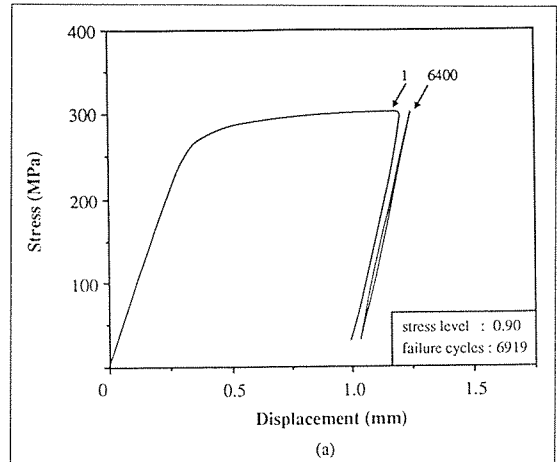


Fig. 3. Static and cyclic stress-displacement curves for composites and matrix alloy

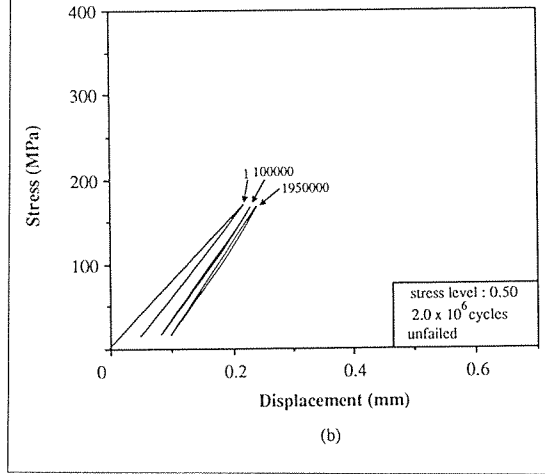
일정하게 유지되었다.

Fig. 5에서 대부분의 장섬유보강 금속복합재료의 피로거동과 Liu[26]의 단섬유 금속복합재료에 대한 연구결과에서 나타나는 주기에 따른 탄성계수의 감소현상은 나타나지 않았으며, 기지금속의 경우와 마찬가지로  $\Delta\epsilon$ 는 주기에 따라 연속적으로 감소하는 현상을 보였다.

이 사실로부터 기지금속로 사용된 Al6061은 피로하중하에서 피로에 의한 기지금속 내부의 전위(dislocation) 증가에 따른 주기적 경화(cyclic hardening)현상을 나타내는 재료임을 알 수 있고, Al6061/ $Al_2O_3$  복합재료는 그러한 기지금속의 영향으로 역시 경화현상



(a)



(b)

Fig. 4. Cyclic stress-displacement behavior of A16061  
(a)  $q = 0.90$  (b)  $q = 0.50$

이 전체 피로수명의 대부분에서 나타남을 알 수 있다.

일반적으로 단섬유보강 금속복합재료는 피로하중하에 놓일 경우, 보강재의 피로손상(fatigue damage)이 발생한다. 또한 상대적으로 취약한 부분인 보강재와 기지금속의 접합부분에서 응력집중(stress concentration)이 일어나며 그에 기인한 분리(debonding) 현상 등은 재료의 미시적인 관점에서의 균열의 원인이 되고 금속복합재료의 강도를 저하시키는 요인이 될 수 있다. 그러나 위의 결과로 볼 때, 피로하중하의 피로에 의한 결과로 발생하는 보강재의 분리 및 손상이 금속복합재료의 강도저하에 미치는 영향보다는 주로 기지금속로 사용한 6061 알루미늄합금에서 축적된 전위의 증가에

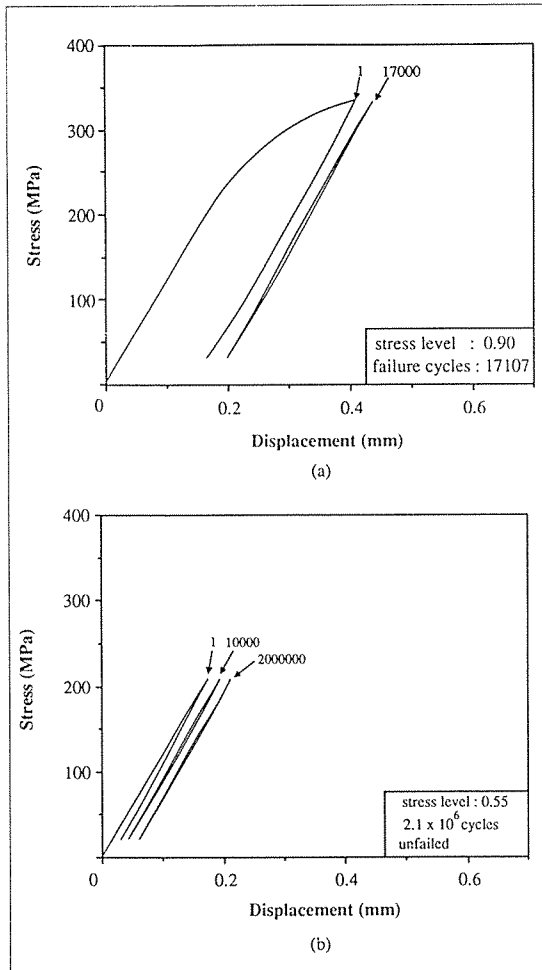


Fig. 5. Cyclic stress-displacement behavior of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites (a)  $q = 0.9$  (b)  $q = 0.55$

기인한 주기적 경화현상이 금속복합재료의 강도 상승에 주된 인자로 작용하며, 전자가 미치는 영향에 비하여 상대적으로 큼을 알 수 있다. 이러한 주기적 경화현상은 Al/SiC<sub>p</sub> 복합재료에 대한 Srivatsan[21]의 연구 결과에서도 관찰된 바 있다. 결과적으로 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료의 파단은 경화현상이 피로수명의 거의 대부분에서 나타난 후 피로수명의 마지막 순간에서 복합적인 미세균열(microcrack)의 생성 및 합체에 의한 거시적 균열(macrocrack)의 발생, 그리고 급속한 균열의 전파로 이어져 강도저하를 초래하는 것이다.

Fig. 6은 응력수위의 변화에 따라 두 재료의 피로파괴 정중  $\Delta\epsilon_1$ 에 비교한 최종  $\Delta\epsilon$ 의 감소량을 나타내고 있

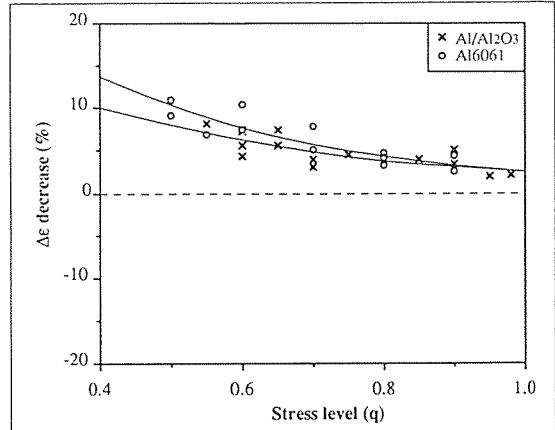


Fig. 6. Comparison of final  $\Delta\epsilon$ -decreases of composites and A16061 according to applied stress levels

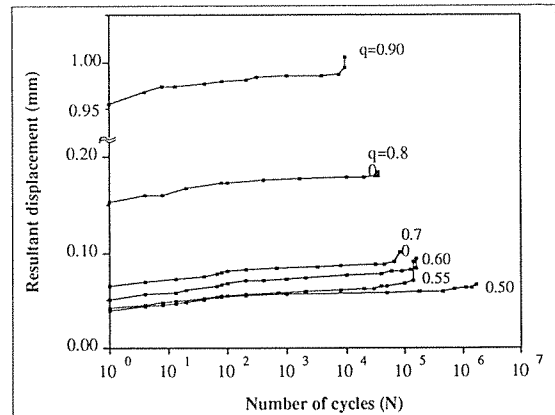


Fig. 7. Resultant displacement versus number of cycles of A16061

다. 금속복합재료 및 기지금속 모두 응력수위가 낮을수록, 즉 피로가 많이 진행될수록  $\Delta\epsilon$ 의 감소량은 증가함이 관찰된다. 이는 위에서 서술한 주기적 경화현상이 피로주기의 대부분에서 지속적으로 발생한다는 사실을 뒷받침해 준다. 한편, 그래프에서 응력수위가 낮은 동일한 값에서도 복합재료의 경우 기지금속에서 보다  $\Delta\epsilon$ 의 감소량이 다소 작은 것을 알 수 있는데 이것은 복합재료내에 존재하는 보강재들이 피로파괴중 기지금속에서 발생하는 전위(dislocation)의 증가 및 전파를 방해하는 벽(barrier)역할을 하기 때문이라고 사료된다.

Fig. 7과 Fig. 8은 각각 기지금속과 금속복합재료의 피로주기에 따른 합변위(resultant displacement)의 변화를 각 응력수위별로 나타낸 그래프이다. 세로축위

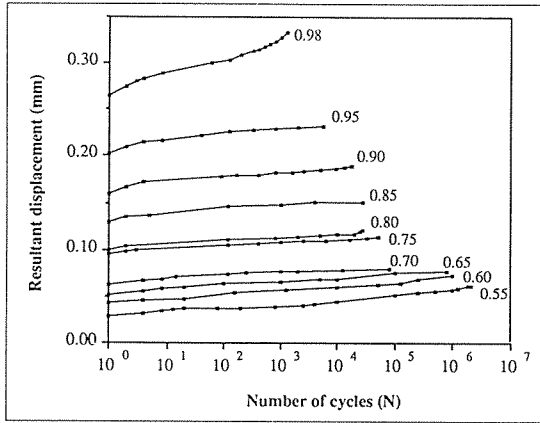


Fig. 8. Resultant displacement versus number of cycles of  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$  composites

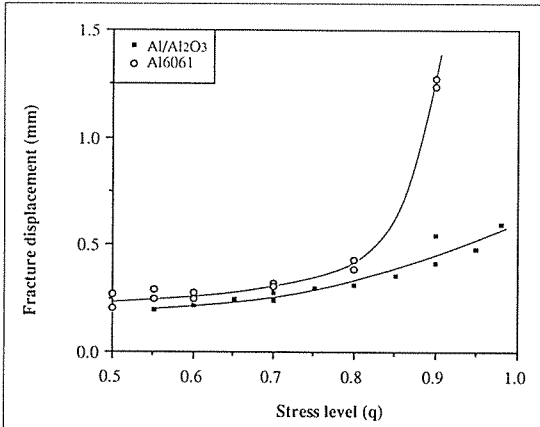


Fig. 9. Displacements-to-failure of Al6061 and  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$  composites

에 표시된 값들은 각 응력수위에서의  $\epsilon_1$  값이 된다. 두 경우 모두  $\epsilon_1$ 의 크기는 초기소성변형의 결과로 후속하는 어떠한 주기보다도 크며, 응력수위가 높아짐에 따라 전체 합변위에서의  $\epsilon_1$ 이 차지하는 비율도 커짐을 알 수 있다. 소성변형 영역에서 하중을 받는 고응력수위의 경우, 초기에 합변위의 급격한 증가양상을 보인다. 파단시의 최종 합변위의 값에 주기적 변위  $\Delta\epsilon$ 를 더한 값은 고응력 수위의 경우에는 인장시험시 파단변위의 결과와 비교해서 비슷하거나 조금 작은 값을 가지지만, 저응력 수위의 경우 현저하게 작은 값을 갖는데, 이것은 두 재료 모두 피로하중 하에서의 축적된 소성변형 때문이다.

주기(N)를 각 응력수위에서의 피로수명( $N_f$ )으로 나누어 무차원화시켜 비교한 그래프의 비교에서도 파괴까

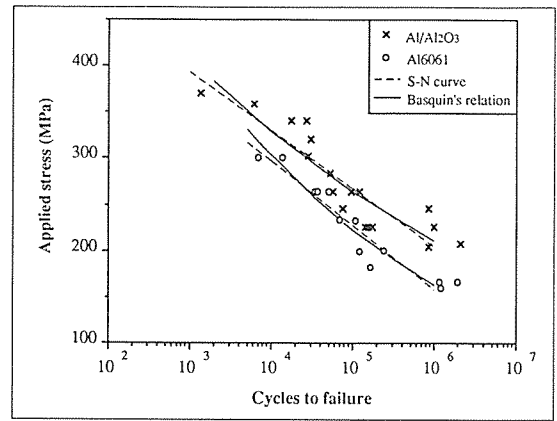


Fig. 10. S-N curves of composites and matrix alloy

지의 변위증가는 금속복합재료의 경우에서의 응력수위 0.98일 때를 제외하고 두 재료 모두 피로수명 초기 5% 이내에서의 합변위증가가 전체 피로수명에서의 합변위 발생의 대부분을 차지하고 있음을 알 수 있다. 이러한 결과는 영구소성변형 (permanent plastic deformation)이 피로초기에 대부분 발생한다는 것과 그에 따르는 주기적 경화현상 또한 피로초기에 빠르게 발생함을 의미한다. 또한 피로수명의 약 5%이후의 주기에서는 합변위가 매우 완만하게 지속적으로 증가하고 있다.

Fig. 9는 응력수위의 변화에 따른 기지금속과 복합재료의 파단시의 변위를 나타낸 것이다. 복합재료의 경우 인장시험시의 파단변위인 약 0.7 ~ 0.8mm의 1/3 ~ 2/3 수준으로 감소하였고 기지금속은 인장시험시의 파단변위인 3 ~ 4mm에 비하여 0.9의 고응력수위를 제외했을 때, 1/10수준으로 매우 작은 값을 가졌다. 이는 피로과정중 누적된 경화현상의 결과이다. 또한, 고응력 수위를 제외했을 때 두 재료의 파단 변위는 비슷한 경향을 띠고 있으며 복합재료의 경우 기지금속에 비하여 다소 작은 값을 가진다.

Fig. 10는 작용응력(applied stress)의 변화에 따른 파괴주기를 나타낸 그래프이다. 금속복합재료의 경우 응력수위(q)가 0.90(340MPa) 이상의 고하중의 영역에서는 Fig. 3의 인장시험에서와 같이 소성변형 영역에 놓이게 되어 응력수위의 변화에 따른 시험초기에 발생된 소성변형의 큰 차이로 인해서 파괴주기의 변화가 심한 것을 알 수 있다. 그에 비하여 응력수위 0.70(265MPa) ~ 0.90의 부분은 상대적으로 응력수위에 따른 파괴주기의 변화가 크지 않았으며, 0.70 이하의 낮은 응력수위에서는 금속복합재료의 탄성영역내에

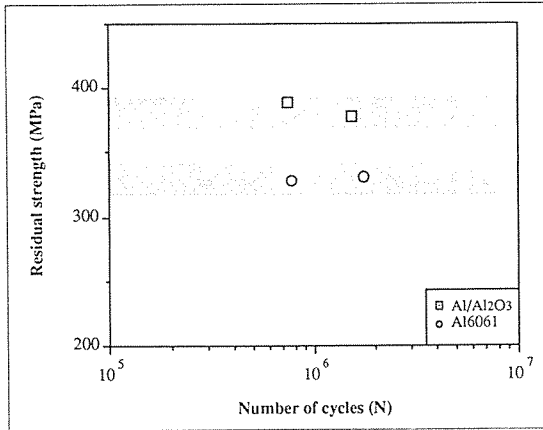


Fig. 11. Residual strengths for composites and Al6061

들어가게 되어 다시 파괴수명의 급격한 증가를 보이게 된다. 알루미늄 기지금속의 경우 복합재료의 경우에 비하여 응력수위의 변화에 따른 피로주기의 변화가 거의 일정함을 알 수 있다. 복합재료와 기지금속의 피로수명 예측은 S-N 곡선과 Basquin의 방정식과 같은 멱법칙 방정식 (power law equation)을 사용하였으며 두 식 모두 실험결과와 양호하게 일치하였다. 식은 다음과 같이 표현된다.

Al6061 기지금속 ;

$$\text{S-N curve : } \sigma_a = 331(-0.208 \log N + 1.729)$$

$$\text{Basquin' relation : } \sigma_a = 1141.7 (2N)^{-0.1339}$$

Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료

$$\text{S-N curve : } \sigma_a = 378(-0.166 \log N + 1.538)$$

$$\text{Basquin' relation : } \sigma_a = 848.1 (2N)^{-0.0956}$$

Fig. 10에서 복합재료의 직선 및 곡선의 기울기가 기지금속의 경우에 비하여 작음이 관찰된다. 이는 일반적으로 구조물에 응용되어지는 저응력에서의 피로저항성이 금속복합재료가 기지금속에 비하여 우수하다는 것을 의미한다. 피로한도를  $2 \times 10^6$  주기로 정의한 본 연구에서 금속복합재료의 피로강도는 0.55의 응력수위, 약 210MPa으로 나타났으며 기지금속인 Al6061은 응력수위 0.50, 즉 약 170MPa로서 복합재료의 피로강도가 약 25% 향상되었음을 알 수 있다.

Fig. 11은 금속복합재료와 기지금속의 잔류강도관계를 나타낸 선도로, 각각의 재료에 대하여 최저 응력수

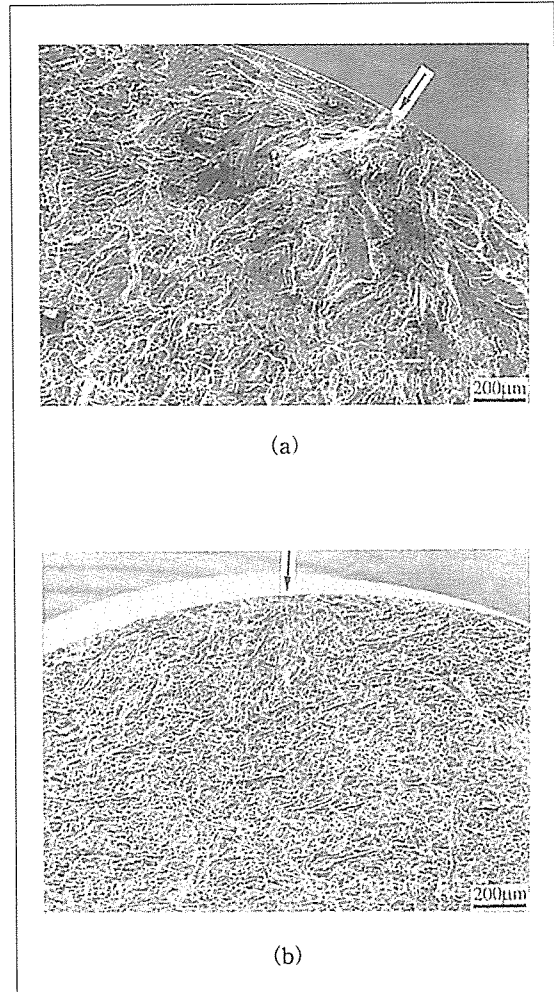


Fig. 12. SEM photographs of fatigue crack initiation site (a) Al6061 and (b) Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite

위에서 750000사이클과 1500000사이클 동안 피로시험 후에 인장시험을 실시하였다. 그림에서 최저응력수위에서 시험편이 파괴되지 않은 경우도 있으나 피로수명의 대수(logarithmic) 값을 생각할 때 이러한 주기는 피로수명의 대부분을 지난 것으로 생각해도 무방할 것이다. 시험결과 그래프에서 나타나듯이 각각 재료의 인장강도(복합재료 : 378MPa, 기지금속 : 331MPa)와 비교하여 거의 변하지 않았음을 알 수 있다. 이로부터 장섬유 금속복합재료나 FRP와는 달리 단섬유보강 금속복합재료는 피로수명의 대부분에서 잔류강도의 저하는 발생하지 않으며 위에서도 언급했듯이 피로수명의



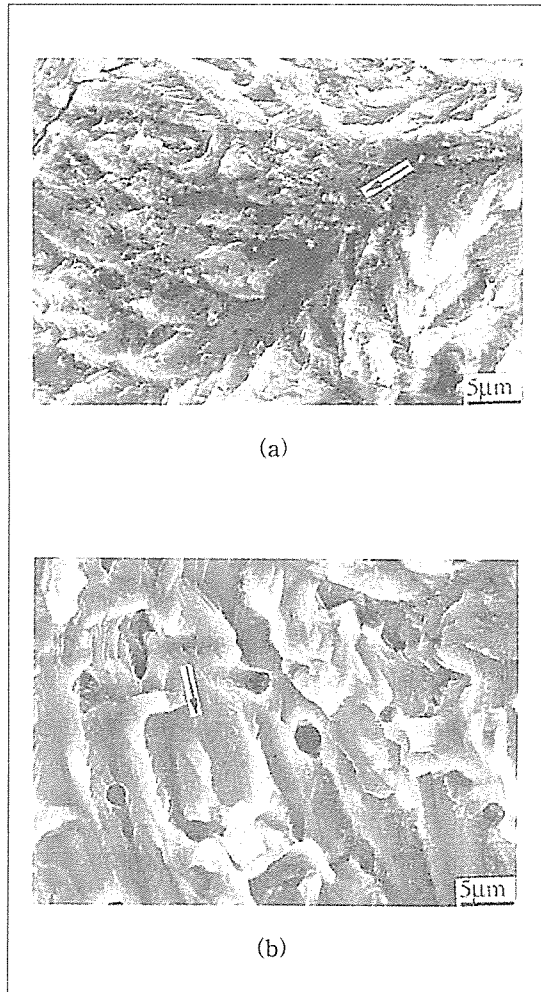


Fig. 13. SEM photographs of fatigue crack initiation site [arrows indicate directions of crack propagation] (a) Al6061 and (b) Al/ $Al_2O_3$  composite

최종 순간에 급격하게 저하함을 예측할 수 있다.

### 3.4 파면관찰

Fig. 12는 피로시험 후 파단된 기지금속(a)과 금속복합재료(b)의 저배율 사진이다. 기지금속의 경우 피로균열 전파영역(fatigue crack propagation site)은 전체 시험편 단면에서 많은 비율을 차지하고 있는 반면 취성의 성질을 갖는 금속복합재료에서는 매우 좁게 나타나고 있다. 거뭇하게 나타난 부분이 피로를 가장 많이 받은 부분이다. 기지금속의 경우 피로균열 개시영역

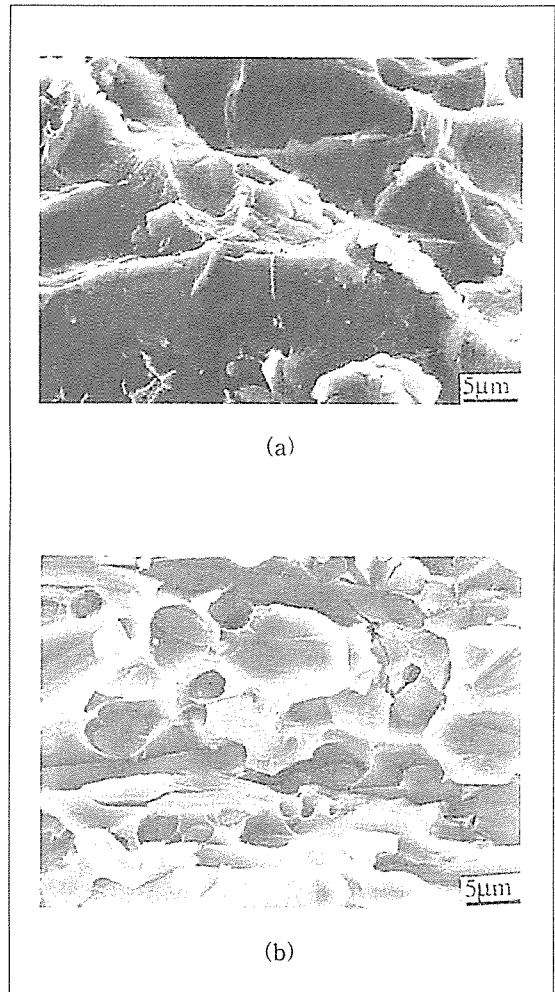


Fig. 14. SEM photographs of fatigue fracture surfaces [out of crack initiation site] (a) Al6061 and (b) Al/ $Al_2O_3$  composite

근처에서 넓은 부분이 변색되어 보여지는데 이것으로 균열은 복합재료에 비해 상대적으로 초기에 발생, 넓게 진전되었음을 추측할 수 있다. Fig. 13은 균열발생영역을 미세하게 관찰한 사진으로, 화살표 방향이 균열이 전파된 방향이며 복합재료의 피로파면에서는 연속적인 피로하중에 의한 기지금속과 보강재간의 분리(debonding)등의 결과로 보강재가 뿔어나간 흔적이 관찰되고 있다. Fig. 14는 기지금속과 금속복합재료의 인장시험 파단면을 SEM으로 관찰한 것으로, 기지금속(a)의 경우 연성파단으로 파단면의 굴곡이 심함이 관

찰되고 금속복합재료(b)의 경우에는 기지금속의 경우보다 덤플들의 크기가 작으며 보강재의 뽑힘(pull out)현상은 거의 발견되지 않고 주로 보강재의 파단이 두드러졌다.

#### 4. 결 론

본 연구는 단섬유보강 금속복합재료의 피로 및 주기적 거동에 관한 연구로서, 가압용침법을 이용하여 제조된 Al6061과 이를 기지금속으로 사용한 단섬유보강 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-15% 복합재료의 주기적변형(cyclic deformation)과 피로거동(fatigue behavior)에 대해서 실험적으로 고찰한 것이다.

(1) Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료는 기지금속인 Al6061에 비하여 탄성계수 및 인장강도가 각각 24%와 15% 향상되었으며 보강재의 영향으로 연신율은 약 75% 감소하였다. 복합재료의 피로강도는 0.55의 응력수위, 약 210MPa로 나타났고 기지금속은 0.50, 약 170MPa로 나타났다.

(2) 영구소성변형에 의한 합변위는 피로수명 초기 5%이내에서 대부분 발생하며 파단시의 합변위는 복합재료와 기지금속 모두 축적된 소성변형으로 인하여 인장시험에서의 연신율에 비해 작은 값을 가진다.

(3) 모든 응력수위에서 두 재료는 주로 기지금속의 전위증가에 의한 경화현상이 나타났다. 또한 주기적 변위는 피로하중을 받음에 따라 지속적으로 감소하였으며, 특히 금속복합재료에서는 보강재가 전위 전파의 저지역할을 함으로써 기지금속에 비하여 다소 감소하는 것으로 나타났다.

(4) 파면관찰결과 기지금속의 경우 금속복합재료에 비해 전체 시험편 단면에서 넓은 영역에서 균열전파 형태를 관찰할 수 있었으며, 또한 금속복합재료의 파면에서는 연속적인 피로하중에 의한 기지금속과 보강재 간의 분리(debonding)등의 결과로 보강재가 뽑혀나간 흔적이 관찰되고 있다.

#### 참고문헌

1. Fukunaga, H., "Squeeze casting processes for fibre reinforced metals and their mechanical prop-

erties", Cast reinforced metal composites, ASM 1988, pp. 133-138.

2. Verma, S. K. and Dorcic, J. L., "Performance characteristics of metal-ceramic composites made by the squeeze casting process", Ceram. Eng. Sci. Proc., 9 [7-8], 1988, pp. 579-596.

3. Forgar, F., "Fiber FP/metal matrix composite connecting rods: design, fabrication and performance", Ceram. Eng. Sci. Proc., 9[7-8], pp. 561-578.

4. Madelend, U., Liu, H., Shinoda, T., Mishima, Y. and T. Suzuki, "Compatibility between alumina fibres and aluminum", J. of Mat. Sci., Vol. 25, 1990, pp. 3273-3280.

5. Song, J.I., Han, K.S., "Mechanical property and solid lubricant wear behavior of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C hybrid composites fabricated by squeeze casting method", J. of Composite Materials Vol. 13, No. 4, 1997, pp. 316-344.

6. Friend, C. M., "The effect of matrix properties on reinforcement in short alumina fibre - aluminum metal matrix composites", J. of Mat. Sci., Vol. 22, 1987, pp. 3005-3010.

7. Towle, D. J. and Friend, C. M., "Effect of fibre-matrix-binder interactions on the matrix composition and age-hardening behaviour of 6061-based MMCs", J. of mat. Sci., Vol. 27, 1992, 2781-2791.

8. Cappleman, G. R., Watts, J. F. and Clyne, T. W., "The interface region in squeeze - infiltrated composites containing d-alumina fiber in aluminum matrix", J. of Mat. Sci., Vol. 20, 1985, pp. 2159-2168.

9. Bhagat, R. B., et al., "Squeeze cast metal matrix composites : evaluation of their strength, damping capacity and corrosion resistance", J. of Composite Mat., Vol. 23, 1989, pp. 961-975.

10. Feest, E. A., "Interfacial phenomena in metal matrix composites", Composites, Vol. 25, No. 2, 1994, pp.75-86.

11. Hwang, W. and Han, K. S., "Fatigue of composites - fatigue modulus concept and life prediction", J. of Composite Materials, Vol. 20,

1986, pp. 125-153.

12. Hwang, W. and Han, K. S., "Fatigue of composite materials - damage model and life prediction", Composite Materials : Fatigue and Fracture(2nd volume), ASTM STP 1012, Paul A. Lagace, Ed., 1989, pp. 87-102.

13. Johnson, W. S., "Fatigue testing and damage development in continuous fiber reinforced metal matrix composites", ASTM STP 1032, 1989, pp. 194-221.

14. Dvorak, G. J. and Johnson, W. S., "Fatigue of metal matrix composites", Int. J. Fracture, Vol. 16, No. 6, 1980, pp. 585-607.

15. Dvorak, G. J. and Johnson, W. S., "Fatigue mechanisms in metal matrix composite laminates", Advances in Aerospace structures and materials, ASME AD-01, 1981, pp. 21-34.

16. Schulte, K. and Minoshima, K., "Damage mechanisms under tensile and fatigue loading of continuous fibre-reinforced metal-matrix composites", Composites, Vol. 24, No. 3, 1993, pp. 197-208.

17. Johnson, W. S., "Damage development in titanium metal-matrix composites subjected to cyclic loading", Composites, Vol. 24, No. 3, 1993, pp. 187-196.

18. 양유창, 봉하동, 송정일, 한경섭, "금속복합재료의 반복적 변형 및 피로거동", 대한기계학회논문집, 제 19권, 제6호 PP. 1422 - 1430, 1995.

19. 송정일, 한경섭, "단섬유 보강금속복합재료의 피로균열전파거동과 파괴기구", 대한기계학회논문집, 제 19권, 제11호 PP. 2817 - 2829, 1995.

20. 송정일, 임홍준, 한경섭, " $Al/Al_2O_3$  금속복합재료의 기계적물성과 피로거동", 대한기계학회논문집, 제 20권, 제3호 PP. 753 - 764, 1996.

21. Srivatsan, T. S., "The low-cycle fatigue behaviour of an aluminium alloy ceramic particle composites", Int. J. Fatigue, Vol. 14, No. 3, 1992, pp. 173-182.

22. Masuda, C. and Tanaka, Y., "Fatigue properties and fatigue fracture mechanisms of SiC whiskers or SiC particulate - reinforced aluminium composites", J. Mat. Sci., Vol. 27, 1992, 413-422.

23. Bonnen, J. J., Allison, J. E. and Jones, J. W., "Fatigue behavior of 2XXX series aluminium alloy reinforced with 15 vol. pct. SiCp", Metall. Trans. A, Vol. 22A, 1991, pp. 1007-1019.

24. Levin, M. and Karlson, B., "Fatigue behaviour of a Saffil-reinforced aluminium alloy" Composites, Vol. 24, No. 3, 1993, pp. 288-295.

25. Llorca, J., Suresh, S. and Needleman, A., "Experimental and numerical study of cyclic deformation in metal matrix composites", Metall. Trans. A, Vol. 23A, 1992, pp. 919-934.

26. Liu, X. C. and Bathias, C., "Fatigue damage development in  $Al_2O_3/Al$  composite", Composites, Vol. 24, 1993, pp. 282-287.

27. Data sheet from ICI Co.