

〈논 문〉

Al/Al₂O₃ 금속복합재료의 기계적 성질과 피로거동

송정일* · 임홍준** · 한경섭*

(1994년 6월 16일 접수)

Mechanical Property and Fatigue Behavior of Al/Al₂O₃ Metal Matrix Composite

J. I. Song, H. J. Lim and K. S. Han

Key Words : Metal Matrix Composites(금속복합재료), Squeeze Casting Method(가압주조법), Thermal Stability(열적안정성), Thermal Expansion Coefficient(열팽창계수), Fatigue Strength(피로강도)

Abstract

The metal matrix composites(MMC) are currently receiving a great deal of attention. These composites possess excellent mechanical and physical properties such as modulus, strength, wear resistance and thermal stability, which make them very attractive for use in automotive piston. In this study, Al/Al₂O₃(15%) composites are fabricated by the squeeze casting method. Mechanical properties such as tensile strength and ductility are performed at room and elevated temperature (250°C and 350°C), respectively. Through thermomechanical analyser, thermal expansion coefficient of Al/Al₂O₃ composites are conducted for ranging from room temperature to 400°C. And bending fatigue tests are also performed by the rotary bending machine at room temperature. The tensile strength and elastic modulus have been improved up to 38% and 35% by the addition of the reinforcements, respectively. Thermal expansion coefficients of MMCs which is located normal and parralel to the applied pressure are showed slightly different less than 10%. Fatigue strength of the composite was improved by about 20% compared with that of unreinforced Al alloy. The results of this study will be used to understand the basic fracture behavior of MMCs and eventually to expand the application of MMCs as a machine parts undertaken various loadings.

1. 서 론

최근 자동차업계를 중심으로 연료절감화의 촉진 수단으로 경량화 재료에 대한 관심이 더욱 고조되고 있다. 자동차의 연비향상과 고성능화는 엔진 및 Transmission 부품 등의 주로 구동부품의 경량화로 비교적 손쉽게 달성될 수 있는데, 이를 위하여 주

로 Al 합금, Mg 합금, Ti 합금, Plastics, Ceramics 등을 이용한 대체 경량재료의 적용과 부품의 최적설계에 대한 연구가 활발하게 이루어지고 있다. 이 중에서도 Al 합금을 기지재로 사용하는 단섬유 보강 금속복합재료(Short Fiber Reinforced Metal Matrix Composite: 이하 MMC)는 종래의 Al 합금 보다 기계적 성질 및 고온안정성, 열전도성, 내피로성, 내마모성 등을 향상시킬 수 있는 장점을 갖고 있어서 최근 자동차나 우주·항공산업의 부품의 경량화용으로 관심을 모으고 있다.⁽¹⁻⁵⁾

*회원, 포항공과대학교 기계공학과

**회원, LG전자(주) 생활시스템연구소

MMC의 보강재로는 여러가지가 있으나 그 중에서도 실리콘카바이드(SiC)와 알루미나(Al_2O_3) 등의 입자, 단섬유 또는 휘스커가 가장 널리 사용되고 있다. 특히 Al/Al_2O_3 복합재료는 Al/SiC 복합재료에 비해 기계적인 성질은 다소 떨어지지만 상대적으로 가격면에서 유리한 잇점등으로 최근 일본을 중심으로 자동차의 구동부품용으로 실용화되고 있으며, 국내에서도 엔진의 배기가스의 억제 대책과 관련하여 금속복합재료 피스톤의 실용화를 위한 기초연구가 활발히 진행 중에 있다.^(6~8) 이러한 금속복합재료를 제조하는 방법에는 여러가지가 있으나, 이 중에서 가압주조법(squeeze casting method)은 기존의 금속 제조공정과 흡사하여 생산기술이 널리 알려져 있어 제조가 용이하며, 가압하에서 용탕이 응고되기 때문에 양호한 조직을 얻을 수 있고 원하는 부분의 국소 보강으로 근사적합형상(near-net shape)의 제조가 쉽고, 상대적인 가격저하로 인해 널리 이용되고 있다.^(9~12)

한편, 장섬유 보강 금속복합재료는 보강섬유의 방향에 따라 이방성이 큰 재료에서는 주로 섬유가 하중을 전달(transfer)하고 분배(distribution)시키는 역할을 하여 기계적 물성이 보강섬유의 물성에 큰 영향을 받지만, MMC는 상대적으로 장섬유 보강 금속복합재료보다 보강재의 영향이 적어 이때는 기지금속의 선택이 매우 중요한 영향을 미치게 된다. 그리고 MMC의 인장강도 및 탄성계수, 열팽창계수, 파괴인성 등의 여러가지 기계적 특성은 가압주조 및 분말야금법과 같은 제조방법에도 민감한 반응을 보이며, 기지재와 보강재의 큰 열팽창계수의 차이는 제조 및 열처리 과정에서 잔류응력을 형성시켜 인장강도와 압축강도의 차이에 따른 미세구조 및 기계적 성질에도 다소의 차이를 나타낸다.^(13~17)

또한, MMC의 피로수명은 탄성률이 큰 보강재가 탄성률이 작은 기지금속의 변형률을 구속하는 잔류압축응력의 영향으로 인해 기지재에 비해 피로수명이 향상된다는 결과를 발표하고 있으나,^(18,19) MMC의 복잡한 제조방법과 보강섬유와 기지재와의 결합정도 및 표면처칠기에 따라 피로강도가 기

지금속과 비슷하거나 열악해진다는 상반된 연구보고도 있다.^(1,20) 그리고, 탄소강, 알루미늄합금, 티타늄합금, 동합금 등의 실용적으로 많이 사용되는 재료에 관한 피로수명에 관한 연구는 이미 데이터베이스화되어 있을 정도로 많은 연구가 수행되었으나,^(21,22) MMC의 피로수명 데이터는 아직까지는 부족한 실정이다. 또한 최근 구미·일본 등의 선진국은 물론 국내에서도 MMC가 자동차 구동부품인 피스톤의 국소보강용 대체재료로 활발하게 연구되고 있음을 고려할 때, 피스톤과 같이 장시간의 왕복운동으로 내피로성이 요구되는 구동부품의 경우 상온 및 고온에서의 기계적 성질과 피로수명의 규명은 응용부분에 대한 설계와 해석시 필수적으로 동반되는 요구사항이라 할 수 있다.

위와 같은 연구결과를 바탕으로 한 본 연구에서는 가압용침범을 통해 주물용 알루미늄합금인 AC8A를 기지재로 하여 알루미나 단섬유를 보강한 $Al/Al_2O_3-15vol.%$ 복합재료를 제조한 후 상온 및 고온에서의 기계적 성질, 열팽창계수의 측정과 피로 발생수명을 규명하는데 그 목적을 두었다.

2. 실험방법

2.2 사용재료 및 금속복합재료의 제조

본 연구에 사용한 기지재료는 주조물성이 우수하고 열적안정성 때문에 자동차의 피스톤재료로 주로 사용되고 있는 AC8A 알루미늄 주조합금을 사용하였다. Table 1⁽²³⁾에는 그 화학적 성분을 나타낸 것으로 Cu, Mg의 첨가로 큰 열처리효과를 얻을 수 있으며, Ni는 내열강도, 내마모성에 크게 기여하는 성분으로 알려져 있다. 강화재료는 "Saffil"알루미나 단섬유 RF grade로서는 δ -결정상이고 3~4% 정도의 무기성형체인 silica를 포함하고 있으며, 그 제원은 Table 2⁽²⁴⁾에 나타내었다.

금속복합재료의 제조를 위해서는 우선 예비성형체를 제조하여야 하는데 예비성형체란 궁극적으로 제조하고자 하는 형상을 세라믹 보강재로 미리 제조한 성형체를 의미한다. 이러한 예비성형체는 취

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of AC8A Al alloy⁽²⁸⁾

Chemical composition (w/o)							Mechanical property		
Si	Cu	Mg	N	Fe	Mn	Al	T. S(MPa)	E(GPa)	Elong.(%)
12.7	1.1	0.9	1.6	0.8	0.1	Rem.	275 up	73	1 under

Table 2 Specifications of short alumina fiber⁽²⁹⁾

Material	Density (g/cm ³)	Diameter (μ m)	Length (μ m)	Aspect ratio (l/d)	T. S (GPa)	E (GPa)
Al ₂ O ₃	3.3	3	150	50	2.0	310

급이 용이하여야 하며 주조과정 중 지지금속의 용탕이 침투할 수 있도록 충분한 기공성을 갖고 있어야 한다. 또한 용탕의 침투가압력을 견딜 정도의 압축강도를 지니고 복합화는 동안 치수의 변화가 없어야 한다.

본 연구에서는 예비성형체 제조를 위하여 고온에서 결합력을 주는 무기성형제(binder)인 silica colloid(SiO₂)를 사용하였고, 제조시 보강재의 부피분율을 제어할 수 있고 높이방향에 따른 부피분율의 차이를 극복할 수 있는 진공압 추출장치를 이용하였다. 완성된 예비성형체는 110 mm(ϕ) \times 20 mm(t)의 크기에 15%의 부피분율을 유지한다. 예비성형체의 수분건조를 위해서는 빠른 시간내에 부피발열을 유발시켜 성형제(binder)의 분포를 균일하게 할 수 있는 초음파건조기(microwave oven, 2.45 GHz)를 사용하였으며, 이후 불순물 제거는 전기로를 이용하여 1000 $^{\circ}$ C에서 약 2시간 동안 유지시킨 후 열충격으로 인한 예비성형체의 손상방지를 위해 상온까

지 노냉시켰다.

이렇게 준비된 예비성형체는 근사적합 형상(near-net shape)의 고품위 주물을 제조하는 방법인 가압주조법으로 금속복합재료를 제조하였다. 제조시에는 알루미늄의 용해와 금형의 예열온도 등이 중요한 인자로 작용하게 되는데, AC8A 알루미늄합금의 용해는 산화물 발생을 억제하기 위해 질소(N₂)분위기의 전기로에서 800 $^{\circ}$ C로 과열용해(super heating) 시켰다. 동시에 금형과 예비성형체는 각각 500 $^{\circ}$ C에서 예열시켰다. 가압주조는 0.85 cm/sec의 가압속도와 25 MPa의 압력으로 가압하여 60초 동안 유지시켜 원형의 잉곳(ingot)을 제조하였다. 제조시 사용된 금형은 직경이 110 mm인 실린더형이며, 하부를 막아 주는 low cap에는 0.2 mm의 테이퍼구멍을 뚫어 기포발생을 억제하도록 하였고, 최종적인 잉곳(ingot)의 두께는 40 mm까지 제작이 가능하도록 설계되었다. 이렇게 제조된 금속복합재료는 T6 열처리 과정을 거쳐 시험편으로 준비되었다.

Fig. 1은 금속복합재료의 제조과정을 개략적으로 도시한 것으로, 준비된 예비성형체와 금형의 배열 후 용해된 Al 합금을 금형에 장입하여 일정 가압력과 속도로 압력을 가하여 제조하는 방식인 가압주조법을 나타내고 있다.

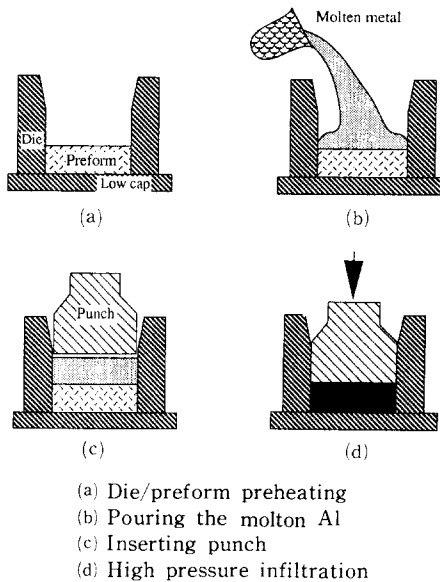


Fig. 1 Schematic illustration of squeeze casting process

2.2 인장 및 열팽창계수

상온에서의 인장시험은 UTM(Universal Testing Machine, Shimadzu)을 사용하여 변위제어 방식인 0.5 mm/min의 조건으로 실험하였고, 변형률은 시험편의 중앙부에 extensometer를 부착하여 측정하였다. 고온인장시험은 상온과 동일한 조건과 시험기를 사용하여 운전중 디젤용 자동차 피스톤의 crown 부분(top land)의 온도를 고려하여 250 $^{\circ}$ C와 350 $^{\circ}$ C에서 각각 수행하였으며, 변형률의 측정은 DTF(Differential Transformer)를 사용하였다. Fig. 2(a)와 (b)는 ASTM D3552-77을 기초로 하여 물림 부위만 수정하여 제작한 상온 및 고온장시험편의 형상 및 치수를 나타낸 것이다.

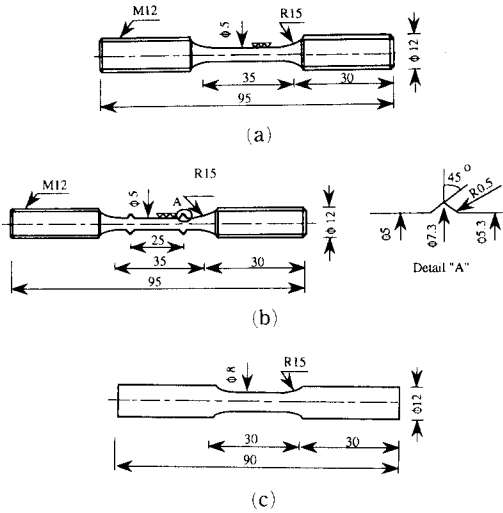


Fig. 2 Dimensions of various test specimens: Tensile specimen at (a) room and (b) elevated temperature, (c) fatigue test specimen

열팽창계수의 측정은 TMA (Thermomechanical Analyser, Stanton 1500)를 사용하여 상온에서 400°C까지 10°C/min로 온도를 상승시키면서 측정하였다. 보강재의 방향성에 따른 열팽창계수의 영향을 규명하기 위하여 가압방향에 수직인 방향과 평행인 방향으로의 열팽창 정도를 각각 관찰하였다.

2.3 피로시험

피로시험은 상온에서 회전굽힘 피로시험기 (rotary bending fatigue testing machine, Shimadzu Co. Model H6)를 이용하여 3400 RPM의 조건으로 행하였다. 작용응력은 인장강도의 70% 정도에서부터 10 MPa씩 피로한도 (fatigue limit)까지 감소시키면서 수행하였으며, 사용한 시험편의 형상과 치수는 Fig. 2(c)와 같다. 각 조건에서의 시험편은 3~5개를 사용하였으며, 표면은 400번~2400번까지의 사포 (sand paper)를 사용하여 선반에서 연마 (polishing)하여 최대 표면조도, R_{max} 가 1.5 μ m 이하가 되도록 일정하게 유지시켰다. 또한 고주기피로 (high cycle fatigue) 수명은 일반적으로 10^6 사이클 이상으로 규정하고 있는데, 본 연구의 피로한도는 10^7 사이클을 기준으로 수행하였다. 시험후 파단면의 미세조직적 분석을 위해서 주사전자현미경 (SEM)을 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 금속복합재료의 미세구조와 열팽창계수

Fig. 3은 가압용침법으로 제조된 기지재와 금속복합재료의 시험편 준비를 위해 T6 열처리를 한 것으로 510°C에서 4시간 용체화 처리후 170°C에서 인공 시효시간에 따른 경도변화를 측정된 것이다. 일반적으로 단섬유 보강 알루미늄복합재료는 보강재와 기지금속의 열팽창계수의 차이로 인해 보강섬유 주위에 전위밀도 증가에 따라 기지금속의 석출경화의 속도가 빨라지는데, (25~27) 본 연구에서도 Fig. 3과 같이 복합재료의 최적 시효시간이 6시간으로 기지재료인 AC8A가 10시간⁽²³⁾인 것에 비해 빠르게 나타남을 알 수 있다.

Fig. 4는 보강재의 배열상태를 나타낸 것으로 가압방향과 Fig. 4(a)는 수직인 면을 Fig. 4(b)는 평행인 면을 광학현미경으로 관찰한 결과, 보강재가 전체적으로 균일하게 분포되어 있으나, 국부적으로는 보강재의 응집 (agglomeration)이 존재함을 확인할 수 있다. 또한 가압방향에 수직인 면과 수평인 면을 비교하여 볼 때 보강재가 주로 가압방향에 수직하게 2차원적으로 무질서한 방향성 (two dimensionally random orientation)을 가지고 있음을 알 수 있다.

Fig. 5는 위와 같은 보강재의 분포특성을 보이는 금속복합재료에서 가압방향의 차이에 따른 열팽창계수를 확인하기 위하여 열분석기 (TMA)로 측정된 결과를 나타낸 것이다. 그림에서와 같이 Al/Al₂O₃

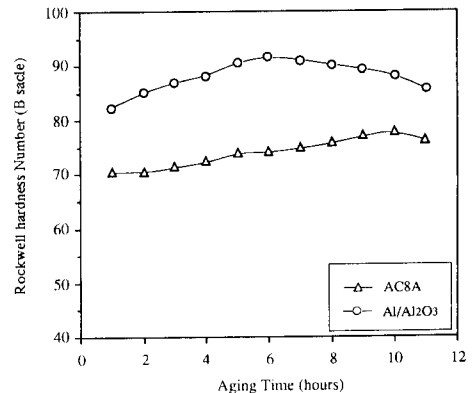


Fig. 3 Effect of aging time on hardness of Al/Al₂O₃ (15%) composite

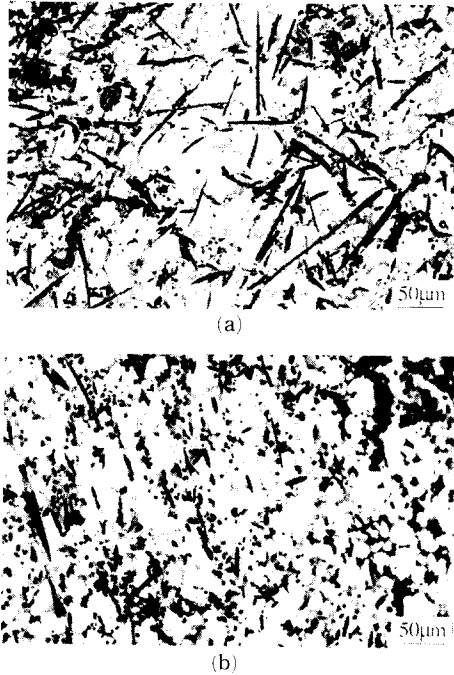


Fig. 4 Microstructures of Al/Al₂O₃ composites fabricated by squeeze casting method showing perpendicular (a) and parallel (b) to pressure direction

복합재료의 열팽창계수는 가압방향에 따라 약간의 이방성을 가짐을 발견할 수 있다. 즉, 보강재의 배열상태에 따라 가압방향에 수직인 방향에서의 열팽창계수는 16.06 ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$) 이었고, 평행한 방향에서의 열팽창계수는 17.78 ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$) 을 보여 약 10% 정도의 차이를 나타내었다. 금속복합재료의 열팽창계수는 열적안정성이 우수한 Al₂O₃ 보강재의 첨가로 인해 AC8A 알루미늄합금의 20.9 ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)⁽²³⁾

$$\alpha_c = \bar{a} + V_f(1 - V_f)(\alpha_f - \alpha_m) \frac{K_f - K_m}{(1 - V_f)K_m + V_fK_f + (3K_mK_f)/4G_m} \quad (1)$$

여기서, $\bar{a} = (1 - V_f)\alpha_m + V_f\alpha_f$ 를 나타내며, V_f , K , G , α 는 각각 부피분율 (volume fraction), 부피계수 (bulk modulus), 전단계수 (shear modulus), 열팽창계수를 의미하며, 아래첨자 m 과 f 는 기지재와 보강섬유를 나타낸다.

본 연구에서 사용한 기지재와 보강재의 각각의 상수인 $V_f=0.5$, $K_f=17.8$ GPa, $K_m=74.5$ GPa, $\alpha_m=20.9$ ($1/^\circ\text{C}$), $\alpha_f=8.1$ ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$), $G_m=30$ GP^(14,15,23) 를 대입한 결과, Al/Al₂O₃-15vol.% 복합재료의

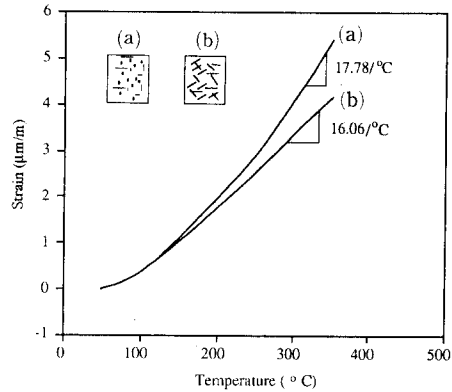


Fig. 5 Effect of the fiber orientation on thermal expansion of Al/Al₂O₃ composites: direction of (a) parallel and (b) normal to the applied pressure

보다 약 15~23% 정도 감소함을 알 수 있다. 이는 보강재의 방향성에 기인하는 것으로써 가압방향에 수직인 경우가 평행인 경우보다 팽창되는 방향으로 배열되어 있는 보강재의 수가 많아 지지금속인 AC8A의 열팽창(가압방향에 수직인 방향)을 억제하는 효과가 크기 때문인 것으로, 이러한 현상은 보강재와 지지금속의 젖음성이 양호함을 반증하는 결과이며, 이는 Dinwoodie⁽²⁾의 결과와도 잘 일치한다.

다음은 상기 실험결과에서 나타난 열팽창계수를 이론 예측식과 비교한 것이다. 열팽창계수의 이론적 예측모델로는 여러가지가 있으나, 그 중에서도 식 (1)과 같은 Eshelby model⁽¹⁶⁾이 단섬유 보강 금속복합재료에 대한 열팽창계수 (α_c)의 이론식으로 광범위하게 이용되고 있는데, 이 모델은 보강재가 구형이고 등방성 (isotropic)인 경우로 가정된 것이다.

열팽창계수 (α_c 는 18.6 ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)으로 계산되어 실험치보다 약 5%~14% 큰 값을 나타내었다. 이것은 이론적으로 제안된 식 (1)이 등방성 (isotropy)이며, 보강재의 형태가 구형으로 가정된 것에서 발생하는 오차임을 감안할 때 실험치와 비교적 잘 일치되는 것으로 생각된다.

3.2 금속복합재료의 기계적 성질

Fig. 6은 금속복합재료의 상온 및 고온에서의 인

장강도를 기지재와 비교하여 나타낸 결과로, 우선 AC8A 알루미늄합금의 경우 가압주조법으로 제조된 기계적 성질은 Table 1에 나타낸 중력주조 AC8A 잉곳보다 조직의 미세화로 인하여 향상되었음을 알 수 있다. Fig. 6에서와 같이 상온에서는 금속복합재료의 인장강도는 기지재에 비해 10.6%의 향상을 보였으며, 고온인 250°C와 350°C에서는 각각 18.0%와 37.6%가 증가된 결과를 나타냈다. 결과적으로 상온에서 보다는 고온에서 금속복합재료의 인장강도의 향상이 증가가 두드러졌으며, 이것은 이미 언급한 바와 같이 MMC가 기지재에 비해 열적인 안정성이 특히 우수하다는 것을 잘 반영하는 것이다.

한편, MMC의 인장강도는 보강재의 배열방향, 중형비, 계면전단강도, 잔류응력, 보강재와 기지사이의 결합정도에 따라 달라지는데, 상기 Al/Al₂O₃-15 vol.% 복합재료의 상온인장강도를 예측식과 비교해 보면 다음과 같다. 인장강도의 예측식은 Kelly⁽²⁸⁾와 Lim과 Han 등⁽²⁹⁾ 여러 연구들에 의해 제안된 바 있으며, 그 중에서도 무질서하게 분포된 (random oriented) 단섬유 보강 금속복합재료의 인장강도는 Kelly의 이론예측식에 방향요소 (orientation factor)를 고려하여 수정 제안된 식(2)가 널리 사용된다.⁽³⁰⁾

$$\sigma_c = n_0 n_1 \sigma_f V_f + \sigma'_m (1 - V) \quad (2)$$

여기서, n_0 는 보강재의 방향요소를 의미하는 것으로 0.13~0.25로 제안되어 있으나 보통 0.2 정도로 알려져 있다. 그리고 n_1 은 보강재의 길이⁽¹⁾와

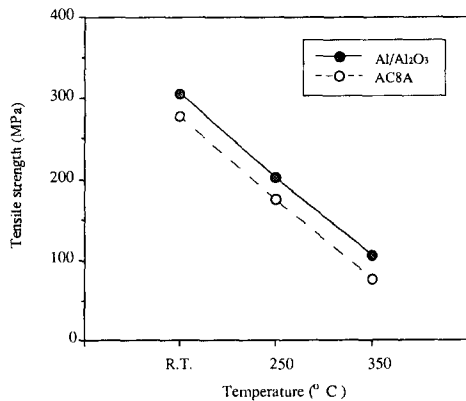


Fig. 6 Effect of testing temperature on tensile strength for AC8A Al alloy and Al/Al₂O₃ composite

임계길이 (l_c)와의 관계를 나타낸다. 즉, $l \gg l_c$ 인 경우 $n_1=1$ 이고, $l > l_c$ 과 $l < l_c$ 면 $n_1 = l - l_c / 2l$ 과 $n_1 = l / 2l_c$ 을 각각 나타낸다. 또한 σ'_m 은 보강재가 파손되는 시점에서의 기지의 응력이다. 본 연구의 경우 보강재의 임계길이 (l_c)를 $l_c = \sigma_f d / 2\tau$ 와 $\tau = 0.77\sigma_m$ 로부터 $l_c = 14.015 \mu\text{m}$ 를 구하여 Al₂O₃의 길이(l)는 150 μm , 방향요소인 n_0 와 n_1 은 각각 0.2와 0.953, 그리고 σ'_m 은 320 MPa를 대입하여 Al/Al₂O₃-15 vol.% 복합재료의 이론강도(σ_c)를 예측한 결과 328 MPa이었다. 이것은 실험적으로 얻은 Al/Al₂O₃-15 vol.% 복합재료의 인장강도 306 MPa 보다 약 7% 정도의 큰 값을 보는 것으로 실험결과가 이론강도에 근접하고 있어 복합재료의 제조결과가 양호함을 알 수 있다.

Fig. 7과 Fig. 8은 탄성계수와 연신율에 대해서

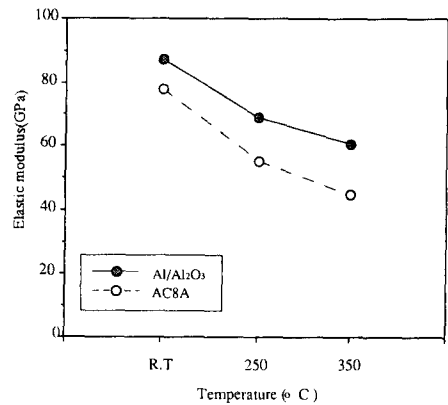


Fig. 7 Effect of testing temperature on elastic modulus for AC8A Al alloy and Al/Al₂O₃ composite

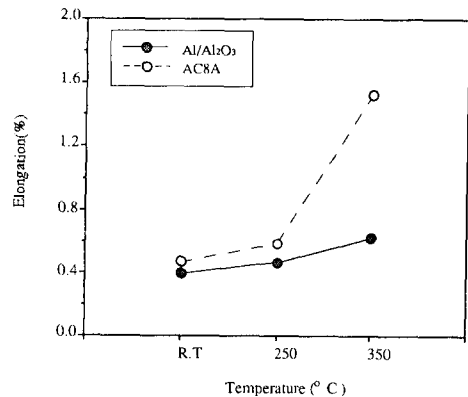


Fig. 8 Effect of testing temperature on elongation for AC8A Al alloy and Al/Al₂O₃ composite

기지재와 금속복합재료를 각각 비교하여 나타낸 것으로, 먼저 Fig. 7에 도시된 탄성계수를 살펴보면 기지재와 금속복합재료 모두 온도가 증가함에 따라 현저하게 감소하였다. 그러나 온도변화에 따른 기지재와 금속복합재료의 상대 비교시, 우선 상온에서 복합재료의 탄성계수는 기지재에 비해 11.8%의 향상을 보였으며, 고온인 250°C와 350°C에서는 각각 25.5%와 35.4%가 증가된 결과를 나타냈다. 탄성계수의 결과 역시 이미 인장강도의 평가에서도 밝힌 바와 같이 상온에서 보다는 고온에서 그 향상이 두드러짐을 나타내는 것이다. 다음 Fig. 8의 연신율 비교에서는 인장강도와 탄성계수의 결과와는 반대로 온도가 증가할 수록 연신율은 증가하였으며, 특히 전체적으로 기지재가 금속복합재료 보다 두드러지게 증가함을 보였다. 온도별로 상호 비교해 보면, 먼저 기지재의 경우는 상온에 비해 350°C에서 약 3배의 연신율 증가를 보여 특히 고온에서 취약함을 나타내고 있으나, 금속복합재료의 경우 첨가된 보강재들이 균열의 전파를 억제하는데 기인하여 상온 연신율에 비해 고온인 350°C에서 약 50% 정도의 증가만을 보였다. 이상과 같은 상온과 고온

에서의 기계적 성질 실험결과로부터 보강재의 첨가가 상온보다는 고온에서 더욱 효과적이며 열적인 안정성과 보강효과의 특징을 잘 나타내 주는 것이라 할 수 있으며, 인장강도보다는 탄성계수를 향상시키는데 효과적이라는 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 9와 Fig. 10은 이상과 같은 인장시험 결과를 파단면의 미세조직을 통해 확인하고자 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 먼저 Fig. 9(a)와 Fig. 9(b)는 AC8A 기지금속의 상온 및 고온에서의 파면을 나타내는 것이며, Fig. 9(c)와 Fig. 9(d)는 이것을 보다 확대한 것이다. 파면사진에서와 같이 상온에서의 파면인 경우 큰 딩플(dimple)내에서는 부분적으로는 벽개파괴(cleavage fracture) 형태의 facet이 관찰되나, 전체적으로 연성의 특징을 보이는 딩플의 형성이 지배적인 연성파면의 관찰이 두드러진다. 고온인장 파면 Fig. 9(b)와 Fig. 9(d)은 딩플의 크기가 상온인장 파면 Fig. 9(a)와 Fig. 9(c) 보다 증가되어 기지금속의 연화현상을 두드러지게 하는 특징을 보이고 있다. 이것은 기계적 실험결과에서와 같이 상온에서 보다 고온에서 저하된 인장강도와 연신율의 증가를 나타내는 것과 일치하

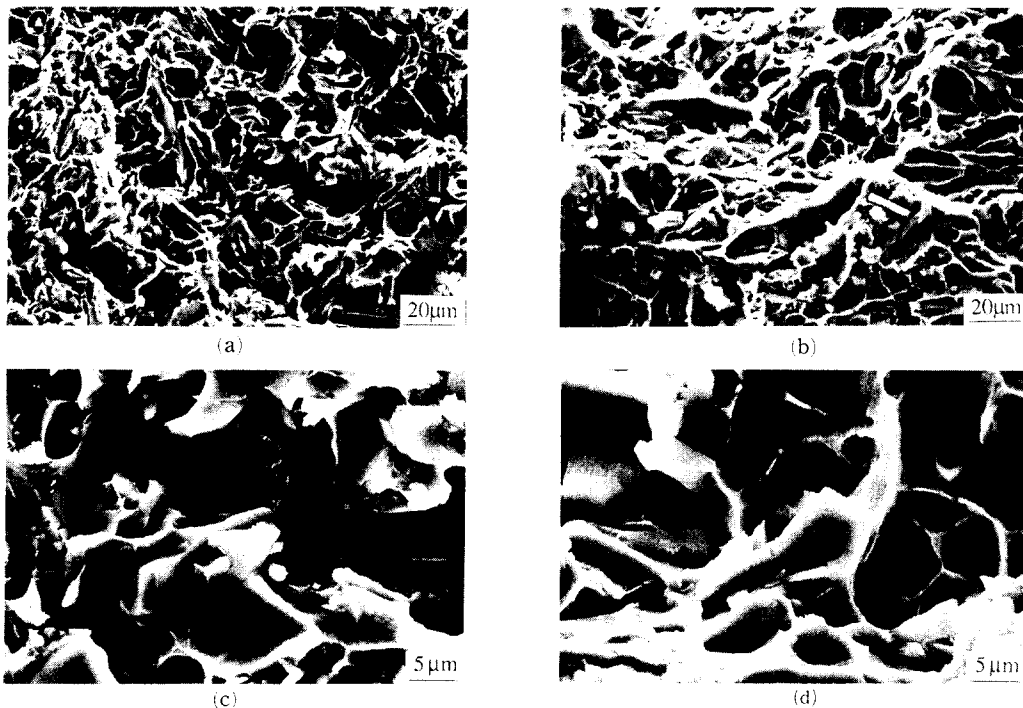


Fig. 9 Fracture surfaces of AC8A Al alloy after tensile test at (a) room and (b) elevated temperature(350°C), (c) and (d) show high magnification view of (a) and (b)

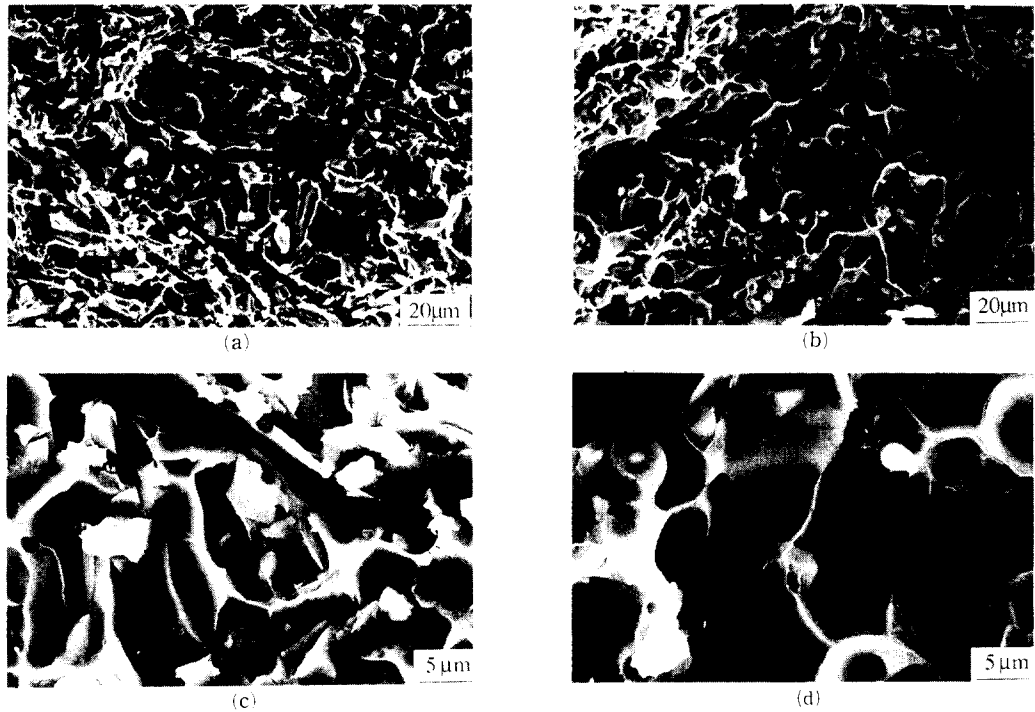


Fig. 10 Fracture surfaces of Al/Al₂O₃ composites after tensile test at (a) room and (b) elevated temperature(350°C), (c) and (d) show high magnification view of (a) and (b)

고 있음을 의미하는 것이다.

Fig. 10에 나타낸 복합재료의 경우도 이러한 파면의 형태는 유사하게 나타났다. 먼저 Fig. 9(a)와 Fig. 9(c)는 상온에서 금속복합재료의 파단면을 보여 주고 있는데 보강재의 뽑힘(pull out)은 거의 관찰되지 않으며, 보강재의 파단현상과 수평으로 존재하는 보강재들의 debonding, dimple내에 존재하는 보강재, 그리고 Si 입자에 의한 벽개파면(cleavage facet)들이 관찰되었다. 상온에서의 파단면 관찰로 보강재와 기지금속과의 접합은 양호한 것으로 판단된다. 덤플의 크기가 보강재의 직경과 거의 일치하는 것으로 보아 복합재료 내에서의 균열의 성장은 상당히 제한되어 있음을 알 수 있고 이는 상온인장시험시 낮은 연신(elongation)의 결과와 잘 일치하고 있다. Fig. 9(b)와 Fig. 9(d)의 고온파면에서는 상온 파단면과 비슷하게 덤플내에 보강재가 많이 관찰되나, 상온의 경우와는 달리 보강재의 뽑힘이 증가하고 덤플의 길이가 길어지고 있다. 이것은 온도상승에 따른 기지금속의 연성증가 및 연화(softening)로 인한 보강재와 기지금속 간의 결합력 감소와 기지금속의 소성영역 증가에

기인한 결과로 생각된다. 결합력 감소와 소성영역 증대는 복합재료의 기계적 물성 저하와 연성증대를 유발하는데 이 역시 고온인장시험 결과와 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.

3.3 피로거동

일반적으로 금속재료의 피로파괴(fatigue fracture)는 일반적으로 재료의 내부에 존재하고 있는 분포 균열의 간섭, 합체, 그리고 성장으로 일어나며, 이 물질 또는 결합을 기점으로 하여 균열발생 및 전파로 인하여 일어난다. 그러나, 단섬유 강화 금속복합재료의 피로파단 원인은 일반 금속재료와는 달리 보강재와 기지재료의 경계부부분이나 보강재 끝단, 제조상의 결함과 같은 응력집중 요인들이 보강재 끝단의 균열, 보강재와 기지재료의 분리(debonding), 기지재료의 균열 등과 같은 손상을 증가시키는 것으로 알려져 있다.⁽¹⁸⁻²²⁾ 이와 같은 결과를 분석하는 데는 파면해석법(fractography)이 널리 사용되고 있는데, 본 연구에서도 굽힘피로시험을 수행후 파단된 시험편의 파면을 주사전자현미경(SEM)으로 조사하였다.

Fig. 10은 기지재인 AC8A 알루미늄과 Al/Al₂O₃ 금속복합재료의 굽힘피로수명의 결과를 비교하여 나타낸 것으로, 각 응력범위에서의 데이터는 3~5 개를 사용한 시험편의 평균값을 이용하였다. 그림에서와 같이 고응력상태와 저응력상태에서의 피로파단수명이 거의 비슷하게 Al/Al₂O₃ 복합재료인 경우가 모재보다 약 20% 증가한 것을 알 수 있으며, 그리고 피로한도(fatigue limit)로 정의한 10⁷ 회전수에서의 결과는 기지재인 AC8A 알루미늄합금의 경우 약 100 MPa을, Al/Al₂O₃ 복합재료는 120 MPa을 각각 나타내어 복합재료가 약 20%의 향상된 결과를 보였다. 또한 피로한도에서의 피로강도(σ_b)를 인장강도(σ)와 비교한 결과 금속복합재료의 경우는 $\sigma_b=0.39s$ 를 기지재는 $\sigma_b=0.36s$ 로 표현되어 금속복합재료가 기지재에 비해 약 8%의 높은 결과를 보였다. 이러한 결과는 Al/Al₂O₃ 복합재료가 기지재에 비해 인장강도와 탄성계수가 각각 10% 이상의 높은 결과를 얻은 기계적 성질이 잘 반영된 것을 의미한다. 즉, Hurd⁽¹⁸⁾와 Masuda⁽²⁰⁾의 결과와 마찬가지로 보강재의 첨가로 인해 탄성률이 높은 알루미늄나 단섬유가 탄성률이 작은 기지금속의 변형을 구속하여 기지재가 인장과 압축을 동시에 받는 회전굽힘 하중하에서 잔류압축응력을 높여주어 기지재에 비해 피로수명이 향상되는 것으로 생각된다.

Fig. 11과 Fig. 12는 피로한도에서 파단된 기지재와 Al/Al₂O₃ 복합재료의 SEM 사진을 나타내고 있다. Fig. 11(a)와 Fig. 12(a)의 약간 겹쳐 나타나는 부분이 피로하중을 받은 피로균열 전파영역(fatigue crack propagation site)을 나타내고 있는데, Al/Al₂O₃ 복합재료의 전파영역이 기지재에 비해 다소 좁게 나타나고 있다. 이것은 Al/Al₂O₃ 복합재료의 경우 피로균열이 개시되기까지의 수명은 기지재에 비해 우수하나, 일단 균열이 개시되고 나

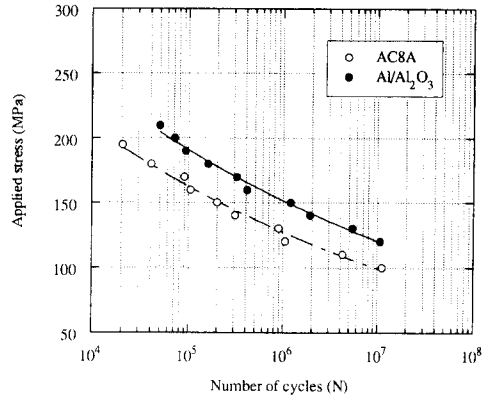


Fig. 11 Relations with applied stress and number of cycles for AC8A Al alloy and Al/Al₂O₃ composites

면 피로균열전파(fatigue crack propagation)에 대한 저항성을 나타내는 피로균열 전파율(da/dN) 및 파괴인성치는 열악함을 나타내는 것라도 잘 일치하는 결과이다.⁽³¹⁾

Fig. 11(b)는 기지재의 피로균열 발생영역 주위를 확대한 것으로 화살표 방향이 균열이 전파된 방향을 나타낸다. 피로파면의 형태는 연성재료에서 쉽게 관찰되는 striation이나 beach mark와 같은 피로흔의 발견은 어려웠고, 오히려 부분적으로는 파단면이 다소 무더지게 나타나는 연성피로면과 취성파괴에서 관찰되는 예리하게 보이는 벽개파면(cleavage facet)의 형태가 더 지배적임을 알 수 있다. 이것은 본 연구에서 사용된 AC8A 알루미늄합금이 1% 미만의 낮은 연신율을 나타낸 결과와 잘 일치하는 것으로 생각된다. 한편 피로를 받지 않고 순간적으로 파단된 Fig. 11(c)의 파면형태는 전체적으로 벽개파면의 형태를 띠고 있다.

Fig. 12(b)는 Al/Al₂O₃ 복합재료의 피로균열 발생영역 주위를 확대한 것으로 화살표 방향이 균열

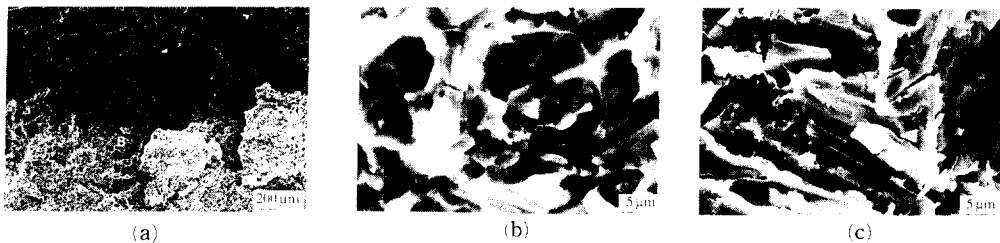


Fig. 12 Fracture surface of AC8A Al alloy after room temperature fatigue test: (b) and (c) show the higher magnification views of mark (a)-A and (a)-B, respectively

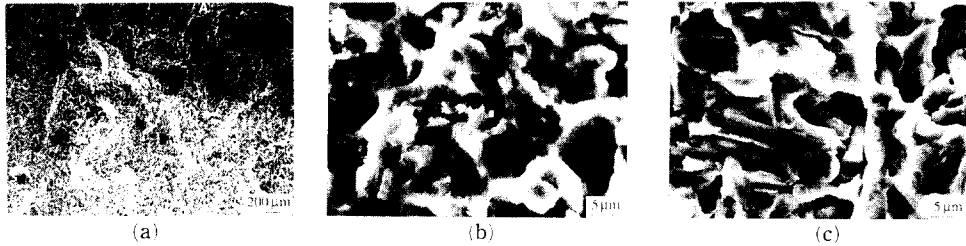


Fig. 13 Fracture surface of Al/Al₂O₃ composite after room temperature fatigue test: (b) and (c) show the higher magnification views of mark (a)-A and (a)-B, respectively

이 전파된 방향을 나타낸다. 복합재료의 피로파면에서는 첨가된 보강섬유가 기지금속의 전위밀도(dislocation density)를 증가시킴으로 인해 Fig. 11(b)과는 달리 줄무늬(striation)가 관찰되고, 이 영역에서는 보강재의 분리(debonding)와 뽑힘(pull out)도 볼 수 있다. 피로를 받지 않은 Fig. 12(c)와 비교할 때 피로를 받은 영역이 전체적인 파면이 형태는 넓게 나타나고 있다.

이와 같은 파면해석을 통해 볼때 금속복합재료의 경우 보강재의 첨가로 인해 기지금속을 미세화시켜 전위밀도의 증가를 유발시켜 파단면에서 경화현상이 나타나 피로수명을 향상시킨 것으로 생각되며, 이것은 파면의 크기가 인장시험편의 파면과 비교해 작게 나타나고 있음에서도 확인할 수 있다. 또한 복합재료의 피로균열 전파영역은 기지재에 비해 다소 좁게 나타났으나 피로수명은 오히려 향상된 결과를 보인 것은 균열이 발생되기까지의 피로수명이 기지재에 비해 현저히 증가하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구는 가압주조법을 이용하여 AC8A 알루미늄 합금 기지재와 Al₂O₃ 단섬유를 보강재로 하여 제조된 Al/Al₂O₃ 복합재료의 기계적 성질과 피로거동을 규명한 것으로서 그 결과를 요약하면 다음과 같다.

(1) 금속복합재료의 열팽창계수는 열적 안정성이 우수한 보강재로 인해 약 20% 정도 감소하였으며, 보강재의 배열형태에 따라 약 10%의 차이를 나타내는 이방성을 보였다.

(2) 상온에서 금속복합재료의 인장강도와 탄성계수는 기지재에 비해 약 10% 증가되었고, 고온인 250°C와 350°C에서는 각각 약 20%와 34% 이상 증가되어 상온에서 보다는 고온에서 기계적 성질의

향상이 두드러졌다. 그러나 금속복합재료의 연신율은 온도의 증가에 따라 기지재에 비해 현저히 감소되었다.

(3) 파단면의 관찰로부터 금속복합재료의 고온물성을 저하시키는 주요원인을 검토한 결과 고온파면에서는 상온의 경우와는 달리 보강재의 뽑힘과 덩풀이 증가하여 기지금속 자체의 연화(softening)에 따른 보강재와 기지금속의 결합력 저하임을 확인하였다.

(4) Al/Al₂O₃ 금속복합재료의 피로한도(fatigue limit)는 기지재료에 비해 약 20% 향상된 결과를 보였으며, 파면해석결과 보강재의 첨가로 인해 기지금속을 미세화시켜 전위밀도의 증가를 유발시켜 파단면에서 경화현상이 나타나 피로발생수명은 기지재에 비해 향상된 결과를 얻었다.

후 기

본 논문은 1993년도 산업과학기술연구소(RIST)의 순수기초와 G7-Project(경량 금속복합재료 개발)의 연구비 지원으로 연구되었으며, 이에 깊이 감사드립니다.

참고문헌

- (1) Maier, R. D., Smalc, M. D., Krucek, T. W. and Budinger, B. O., 1992, "Fatigue Behavior of Squeeze Cast Metal Matrix Composites for Diesel Pistons," *SAE Technical Paper Series, No. 920456*.
- (2) Dinwoodie, J., 1987, "Automotive Applications for MMC's Based on Short Staple Alumina Fibres," *SAE Technical Paper Series, No.*

- 870437.
- (3) Folgar, F., 1988, "Fiber FP/Metal Matrix Composite Connecting Rod: Design Fabrication and Performance," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, Vol. 9, pp. 561~578.
 - (4) Suresh, K. V. and John, L. D., 1988, "Performance Characteristics of Metal Ceramic Composites Made by the Squeeze Casting Process," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, Vol. 9, pp. 579~596.
 - (5) Prasad, S. V. and Mecklenburg, K. R., 1993, "Friction Behavior of Ceramic Fiber-Reinforced Aluminum Metal-Matrix Composites against a 440C Steel Counterface," *Wear*, pp. 47~56.
 - (6) Quenisset, J. M., Fedou, R. and Girot, F., 1988, "Effect of Squeeze Casting Conditions on Infiltration of Ceramic Preforms," *Cast Reinforced Metal Composites*, ASM, Vol. 1 pp. 133~138.
 - (7) Miura, N and Miyake, N., 1983, "Ceramic Fiber Reinforced Piston for High Performance Diesel Engines," *SAE Technical Paper Series*, No. 830252.
 - (8) Chadwick, G., 1988, "Production, Properties and Applications of MMC's," *Cast Reinforced Metal Composites*, ASM, pp. 3~13.
 - (9) Fukunaga, H., Goda, K. and Kurita, Y., 1987 "Strength and Reliability of Silicon Carbide Reinforced Aluminum Composites by Squeeze Casting Including a Vacuum System," *ICCMVI*, Vol. 2, pp. 362~371.
 - (10) Fukunaga, H., 1988, "Squeeze Casting Processes for Fibre Reinforced Metals and their Mechanical Properties," *Cast Reinforced Metal Composites*, ASM, Vol. 1 pp. 101~108.
 - (11) Das, A. A. and Clegg, A. J., 1988, "Enhancement in The Properties of a Squeeze Cast Aluminum Magnesium Alloy Containing-Alumina Fibre," *Cast Reinforced Metal Composites*, ASM pp. 217~224.
 - (12) Mortensen, A., 1986, "Pressure Casting of Fibre-Reinforced Metals," *ICCM6-ECCM2*, pp. 2. 320.
 - (13) Clyne, T. W. and Mason, J. F., 1986, "The Squeeze Casting Process for Fabrication of MMC's," *Metall. Trans.*, Vol. 18A, pp. 1519~1531.
 - (14) Kleider, K. G. and Patarini, V. M., 1970, "Thermal Expansion of Boron Fiber Aluminum Composites," *Metal. Trans.*, Vol. 1, pp. 3431~34350.
 - (15) Schapery, R. A., 1968, "Thermal Expansion Coefficient of Composite Material Based on Energy Principles," *R. A., J. of Composite Materials*, Vol. 2, pp. 380~404.
 - (16) Taya, M. and Arsenault, R., 1989, *Metal Matrix Composites for Thermomechanical Behavior*, Pergamon Press.
 - (17) Liu, X. C. and Bathias, C., 1993, "Defects in Squeeze-Cast Al₂O₃/Al Alloy Composites and their Effects on Mechanical Properties," *Composites Science and Technology*, Vol. 46, pp. 245~252.
 - (18) Hurd, N. J., 1988, "Fatigue Performance of Alumina Reinforced Metal Matrix Composites," *Material Science and Technology*, Vol. 4, pp. 514~517.
 - (19) Myers, M. R. and Chi, F., 1991, "Factor Affecting the Fatigue Performance of Metal Matrix Composites for Diesel Pistons," *SAE Technical Paper Series*, No. 910833.
 - (20) Masuda, C. and Tanaka, Y., 1992, "Fatigue Properties and Fatigue Fracture Mechanisms of SiC Whiskers or SiC Particulate-Reinforced Aluminum Composites," *J. Material of Science*, Vol. 27, pp. 413~422.
 - (21) Fuchs, H. O. and Stephens, R. I., 1980, *Metal Fatigue in Engineering*, Wiley.
 - (22) 금속재료피로강도 Data 규격집, Vol. 1-3, 일본재료학회.
 - (23) Data Sheet from JIS-H5202.
 - (24) Data Sheet from ICI Co.
 - (25) 홍순형, 이길근, 김진, 1990, "'Squeeze casting에 의해 제조된 Al₂O₃/Al-Si 금속복합재료의 고온강도 및 계면반응," 대한금속학회지, Vol. 28, No. 7, pp. 615~622.
 - (26) Lim, T. and Han, K. S., 1992, "Fabrication and Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composite Materials," Vol. 26 No. 7, pp. 1062~1086.

- (27) Friend, C. M., 1987, "The Effect of Matrix Properties on Reinforcement in Short Alumina fibre-aluminum MMC's," *J. of Material Science*, Vol. 22, pp. 3005~3010.
- (28) Kelly, A. and Tyson, W. R., 1965, " Tensile Properties of Fiber Reinforced Materials: Copper/Tungsten and Copper/Molybdenum," *J. of Mech. Phys. Solid*, Vol. 13 pp, 321.
- (29) Lim, T. and Han, K. S., 1989, "The Effective Stiffness of the Random Oriented Fiber Composite," *ICCMVII*, Vol. 1, pp. 296~303.
- (30) Liu, X. C. and Claude Bathias, 1993, "Mechanical Properties of Al/Al₂O₃ Composites," *ICCM9*, Vol. 1 pp. 141~148.
- (31) Logsdon, W. A. and Liaw, P. K., 1986, "Tensile, Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate Properties of Silicon Carbide Whisker and Particulate Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 24, No. 5, pp. 737~751.