

〈論文〉

## 알루미나와 탄소단섬유를 혼합한 금속복합재료의 기계적 성질과 고체윤활 마모거동

송정일\* · 봉하동\*\* · 양유창\*\* · 한경섭\*

(1994년 8월 25일 접수)

### Mechanical Properties and Solid Lubricant Wear Behavior of MMCs Reinforced with a Hybrid of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Carbon Short Fibers

J. I. Song, H. D. Bong, Y. C. Yang and K. S. Han

**Key Words :** Hybrid Metal Matrix Composites(혼합 금속복합재료), Squeeze Infiltration Method(가압용침법), Solid Lubricant Wear(고체윤활마모), Wear Mechanism(마모기구), Abrasive Wear(연삭마모)

#### Abstract

Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C hybrid metal matrix composites are fabricated by the direct squeeze infiltration method. From the microstructure of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites, uniform distribution of reinforcements and good bondings are found. Optimum processing conditions for preforms and squeeze castings are suggested. Mechanical properties, such as elastic modulus, elongation, 0.2% offset yield strength and ultimate tensile strength are obtained. Through the abrasive wear test and wear surface analysis, wear behavior and its mechanism of AC2B aluminum and Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites can be characterized under various sliding speed conditions. Tensile strength elongation of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites are decreased with increasing the addition of carbon fiber. On the contrary, elastic modulus of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites is slightly improved compared with that of the unreinforced matrix alloy. The addition of carbon fiber to Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites gives rise to improvement of the wear resistance. Specially, carbon chopped fibers play an important role in interfering sticking between the counter material and metal matrix composites. Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites are suitable to high speed due to solid lubrication of carbon. And wear model of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites is suggested by the examination of worn surfaces.

#### 기호설명

$E_c$  : 복합재료의 탄성계수  
 $E_m$  : 기지재의 탄성계수  
 $E_A$  : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 탄성계수  
 $E_s$  : SiC의 탄성계수

$\alpha_A$  : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>의 보정계수  
 $\alpha_s$  : SiC의 보정계수  
 $V_c$  : 복합재료의 부피분율  
 $V_m$  : 기지재의 부피분율  
 $V_A$  : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>의 부피분율  
 $V_s$  : SiC의 부피분율  
 $\sigma_c$  : 복합재료의 인장강도

\*정회원, 포항공과대학교 기계공학과

\*\*포항공과대학교 기계공학과

- $\sigma_s$  : SiC의 인장강도  
 $\sigma_A$  :  $Al_2O_3$ 의 부피분율  
 $\tau_s$  : SiC의 항복전단응력  
 $\tau_A$  :  $Al_2O_3$ 의 항복전단응력  
 $l_{sc}$  : SiC의 임계길이  
 $l_{Ac}$  :  $Al_2O_3$ 의 임계길이  
 $l_s$  : SiC의 길이  
 $l_A$  :  $Al_2O_3$ 의 길이  
 $d_s$  : SiC의 직경  
 $d_A$  :  $Al_2O_3$ 의 직경

## 1. 서 론

단섬유 보강 금속복합재료는 비강성, 비강도 등과 같은 기계적 성질이 우수하고, 기존의 금속재료 제조기술을 제조에 응용할 수 있다는 장점때문에, 자동차산업과 우주항공산업 등의 기계부품에 대체 재료로서 관심대상이 되고 있다. 특히, 알루미늄 기지 금속복합재료는 양호한 내식성 및 내마모성을 갖고 있으며, 질량감소에 효과적이어서 그 응용범위가 확대되고 있다.<sup>(1~6)</sup> 그러나 이러한 재료의 실제 응용이 있어서, 종종 낮은 내마모성으로 인하여 그 응용영역에 제한을 받는 경우가 있다. 즉, 피스톤과 같은 왕복기구의 마찰면은 기계적, 화학적 작용으로 인하여 마모가 발생하게 되며, 이는 기계부품의 수명 단축을 유발하는 중요한 원인의 하나가 된다.

금속복합재료의 제조공정은 금속재료의 성형에 사용되는 제조방법이 그대로 이용되고 있는데, 이 중에서 가압용침범은 대량생산이 용이하고 생산기술이 널리 알려져 있으며, 가압에 의해서 기지금속과 보강재간의 젖음성(wettability)이 향상되고, 원하는 부분만 보강시킬 수 있는 장점들 때문에 많은 연구가 행해지고 있다.<sup>(5,7)</sup> 가압용침범에 의한 제조공정 연구에는 가압시 예비성형체의 수축과 회복, 보강재 파손, 용융된 기지금속의 침투과정과 응고과정 등에 관한 연구와 가압에 의한 보강재의 배향성과 기계적 물성에 관한 연구, 보강재와 기지재의 계면반응에 관한 연구, 금속복합재료의 열처리과정에서 인공시효되는 속도에 대한 연구 등 많은 연구가 활발하게 진행되고 있다.<sup>(8~13)</sup>

$Al/Al_2O_3$ 와  $Al/SiC$ 등과 같은 금속복합재료는 모재에 비해 인장강도와 탄성계수의 향상은 물론 내마모성, 내열성 및 내피로성이 우수하여 자동차 및

항공우주 산업 등에서 엔지의 구동부품인 피스톤, 커넥팅로드, 실린더 그리고 브레이크라이너 등의 국소 보강재로 널리 각광받고 있다.<sup>(2,6)</sup> 그러나 이들 재료는 경제적인 부담요인과 지나친 내마모성의 향상으로 상대재를 손상시킬 수 있는 문제점때문에 알루미늄과 실리코카바이드에 대해 상대적으로 가격이 저렴하고 고체윤활 특성을 가지는 탄소(carbon)를 사용한 혼합 금속복합재료( $Al/Al_2O_3/C$ )의 연구가 점차 대두되고 있다.<sup>(14~21)</sup>

탄소는 금속에 비해 가볍고 열적인 안정성 및 열전도성이 우수하고, 낮은 열팽창계수로 인하여 열충격에 대한 저항이 양호하며, 초고온에서 높은 강도 및 강성을 유지하며, 고체윤활성을 갖고 있어 상대재를 보호하는 기능과 내마모성을 향상시킬 수 있는 재료로 알려져 있다.<sup>(22,23)</sup> 그러나 탄소와 알루미늄( $Al_2O_3$ ) 단섬유를 보강재로 한 혼합 금속복합재료의 제조는 탄소가 예비성형체 제조시 공기중의 산소와 반응하여 적정 소결온도 유지에 어려움이 있고, 금속복합재료로 제조했을 때 기지재인 알루미늄과의 반응으로 기본물성을 저하시키는 문제점 등이 있다.<sup>(14~16)</sup> 이러한 이유로 탄소와 같은 고체윤활제를 통한 금속복합재료의 제조 및 마모특성 연구는 현재까지는 미미한 실정이다.

특히 탄소는 알루미늄과의 젖음성이 좋지않아 탄소와 액체인 Al 사이의 접촉각은  $155^\circ$ 로, 고상상태에서 탄화알루미늄인  $Al_4C_3$ 를 형성한다. 이  $Al_4C_3$  화합물은 깨지기 쉬운 성질을 갖고 있고, 공기 속의 수분을 흡수해서 변화하는 성질을 갖고 있어서, 섬유와 알루미늄 사이에서  $Al_4C_3$ 가 생성되면 강도가 저하시키는 것으로 보고되고 있다.<sup>(15)</sup> 최근에는 이러한 문제를 해결하기 위해서 Ti, Ni, Si 등을 표면에 코팅하는 방법을 이용하여 계면에서의 반응을 억제하려는 연구<sup>(17,19)</sup>가 진행되고 있다. 그러나 실제로 이러한 표면코팅법에 의한 피막탄소의 이용은 물성은 좋아지나 제조원가의 증가요인으로 작용되고 있다.

본 연구에서는 주조용 알루미늄합금인  $AC_2B$ 를 기지재로 하여 탄소(C)와 알루미늄( $Al_2O_3$ )를 보강재로 한 혼합 금속복합재료를 제조하여 이에 따른 제조조건과 열처리조건을 조사하고, 또한 기본물성 시험을 통해  $Al_2O_3$  화합물의 생성여부와 그 영향을 고찰하며, 마모실험을 통하여 최적의 마모특성을 보이는 탄소량을 결정하며 또한 주사전자현미경을 이용하여 규명하고자 한다.

## 2. 실험방법

### 2.1 사용재료 및 제조

본 연구에서 사용한 기지재료는 Ai-Si-Cu계의 주조용 알루미늄합금인 AC2B로 주조성이 좋고 불순물의 허용범위가 넓어 일반적으로 널리 사용되고 있는 재료이다. 특히 Pb, Sn, Ni의 허용한계도 다른 종류의 합금보다 높아 크랭크 케이스, 클러치 하우스, 벨브바디 등으로 사용되고 있으며, AC2B의 기본물성과 열처리조건은 Table 1<sup>(23)</sup>에 나타내었다.

금속복합재료의 보강재료는 알루미늄( $Al_2O_3$ )와 피치계 탄소(C)를 사용하였다. 먼저 알루미늄은 ICI사의 Saffil 알루미늄 RF grade의 단섬유로서  $\delta$ -결정상이며, 약 5%정도의 무기성형재인 silica를 포함하고 있다. 그리고 탄소는 Kureha의 pitch계 단섬유로 표면은 특별한 코팅을 하지 않은 것이고, 이들 보강재에 대한 제원은 Table 2<sup>(24,25)</sup>와 같다.

금속복합재료의 제조는 대량생산이 용이하고 기존의 주조공정과 흡사하여 생산기술이 널리 알려져 있는 가압용침법을 사용하였다. 가압용침을 위해서는 먼저 다음과 같이 예비성형체를 제조한다. 수분을 제거한 알루미늄과 탄소단섬유는 수용액 대비 5%의 성형제( $SiO_2$ )를 섞은 수용액 속에 넣은 후 보강재간 뭉침을 억제하기 위하여 약 5분 동안 교반한다. 다음은 진공압을 30~40 mmHg로 일정하게 유지하여 진공압 추출장치에서 수분이 제거될

때까지 펌프를 작동시켜 부피분율이 20%인 직경 110 mm, 높이 20 mm의 예비성형체를 제조하였다. 이 장치는 짧은 시간내에 단섬유가 이동하는 것을 최소화해서 강화재의 분포를 일정하게 하는데 유용하다. 탄소를 혼합한 예비성형체는 전체 부피분율 20%에 대해서 탄소의 양을 알루미늄에 대해 상대적으로 0~10%까지 2%씩 증가시키면서 제조하였다. 이렇게 제조된 예비성형체는 고온에서의 성형성유지와 내부의 불순물제거를 위해 건조와 소결과정을 거치게 되는데, 알루미늄만의 예비성형체와 탄소를 혼합한 hybrid 예비성형체를 전기로에서 110°C의 온도로 건조시킨 후 알루미늄만을 사용한 경우 1000°C에서 2시간 소결하여 상온까지 노냉시켰다. 반면에 탄소를 혼합한 경우는 탄소가 450°C 이상의 온도에서 산화가 일어나는 특성때문에 450°C 이하의 온도에서 소결시켰다.<sup>(21)</sup>

이와같이 예비성형체가 준비되면 가압용침공정을 통해 금속복합재료를 제조하게 되는데, 이때는 알루미늄의 용해의 금형의 예열온도 등이 중요한 제조인자로 작용한다. 먼저, 중력주조품인 AC2B 알루미늄합금의 용해는 산화물 발생을 억제하기 위해 질소( $N_2$ )분위기의 전기로에서 780°C에서 예열하였다. 예열이 끝나면 가압주조장치에 금형과 예비성형체를 위치시킨 후 용해된 알루미늄의 용탕을 금형에 부어넣고 2 cm/sec의 가압속도와 25 Mpa의 가압하여 60초 동안 유지시켜 원형의 잉곳을 제조하였다. 제조된 금속복합재료는 T6 열처리, 즉 500°C에서 10시간 용체화 처리 후 수냉하고, 인공시효처리(160°C)시간은 최고경도가 나타나는 시간

**Table 1** Mechanical property and heat treatment condition of AC<sub>2</sub>B Al alloy<sup>(23)</sup>

Material	Mechanical property			Heat treatment condition(T6)	
	T. S.(MPa)	Elong(%)	HB	Solution H. T.	Precipitation H. T.
AC <sub>2</sub> B	245	1	90	500°C for 10 hrs	160°C for 5 hrs

**Table 2** Specification of short alumina fiber and chopped carbon fiber<sup>(24,25)</sup>

Material	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Diameter (μm)	Length (μm)	Aspect ratio (l/d)	T. S. (GPa)	E (GPa)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (Saffil)	3.3	3	150	50	2.0	310
Carbon(Kureha)	1.85	16	144	9	1.2	276

을 기준으로 하였다.

### 2.3 인장시험

상은 인장시험에 사용된 시험편은 제조된 인곳(ingot)의 가압방향으로 부터 수직한 면에서 채취하여 ASTM D3552를 기초로 물림부만 수정하여 제작하였다. 인장시험은 상온에서 피로시험기(Shimadze, 5 ton, Japan)를 이용하여 0.5 mm/min의 변위제어로 수행하였으며, 이때 탄성계수의 측정은 12.5 mm의 gage length를 갖는 extensometer(Shimadze, Japan)를 사용하였다. 그리고 인장시험 후 파단면은 주사전자현미경(SEM)으로 미세조직을 관찰하였다.

### 2.4 마모시험

마모시험은 spindle type(Riken-Ogoshi Co.)의 마모시험기를 사용하였으며, 이 시험기에서 마모속도는 상대재의 회전속도에 의해 결정되고 마모거리는 상대재가 회전한 거리를 나타낸다. 그리고 하중은 spring force를 이용해서 이동거리에 비례하는 값으로 나타낸다.

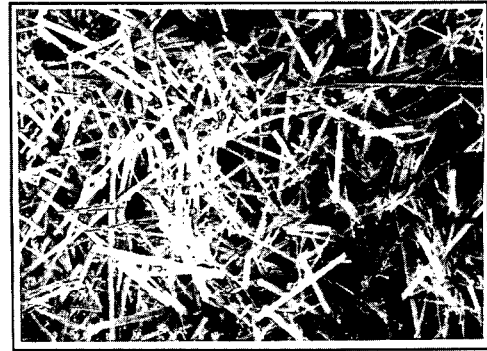
시험편의 크기는  $50 \times 30 \times 5$  (mm<sup>3</sup>)이고, 상대재로는 SCM4를 사용하였다. 시험전 시험편과 상대재의 표면은 sand paper #800로 각각 균일하게 연마하여 표면조도를 일정하게 하였다. 그리고 마모량은  $10^{-5}$ g까지 측정이 가능한 전자저울을 사용하여 마모전과 마모후의 질량을 비교하여 측정하였다.

마모시험에 영향을 주는 변수들로는 최종 마모하중, 마모거리, 상대마모속도, 분위기 온도 상태 등과 같은 것들이 있는데 본 연구에서는 상온의 건식 마모시험을 수행하였으며 마모시험 조건은 최종 마모하중을 12.6 kg로, 마모거리는 시험기의 사용 한도 거리인 400 m로 고정시킨 상태에서 상대마모속도를 0.51, 1.14, 1.97, 3.62(m/s)로 각각 변화시켜가면서 마모량의 변화를 관찰하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 미세구조 및 기계적 성질

제조된 예비성형체와 금속복합재료는 주사전자현미경(SEM)과 광학현미경을 이용하여 내부의 탄소 배열상태와 보강재간의 결합상태를 관찰하였다. Fig. 1은 예비성형체의 표면에서 약 5 mm의 깊이



Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-20 vol.%



Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-12vol.%/C-8vol.%

Fig. 1 SEM photographs of preform

에 있는 것을 채취하여 SEM으로 관찰한 사진을 나타내는 것으로 보강재간의 결합상태는 대부분 양호한 것으로 나타났다. 또한 Fig. 2의 금속복합재료도 알루미나와 탄소와 배열상태는 전체적으로 균일하게 분포된 것으로 나타났고, 퍼센트에 따른 분포 상황도 마찬가지로 양호하게 제조된 것을 확인할 수 있다.

Fig. 3은 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 인공 시효시간(시효온도: 160°C)을 확인하기 위하여 알루미나와 탄소단섬유의 부피분율에 따른 경도변화를 나타내었다. 일반적으로 세라믹 계열의 보강재가 첨가된 알루미늄기지 금속복합재료의 경우 보강재와 기지 금속간 열팽창계수의 차이로 인해 계면 주위에 전위밀도가 형성된다. 따라서 계면 주위가 불균일한 핵생성 위치(heterogeneous nucleation site)로 되기 때문에 석출경화속도가 촉진된다.<sup>(8)</sup> Fig. 3에서도 탄소의 양이 증가하면서 시효시간이 짧아지는 것을 확인할 수 있다. 시효온도가 160°C일 때 모재인 AC2B의 경우 10시간, Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C-20%와

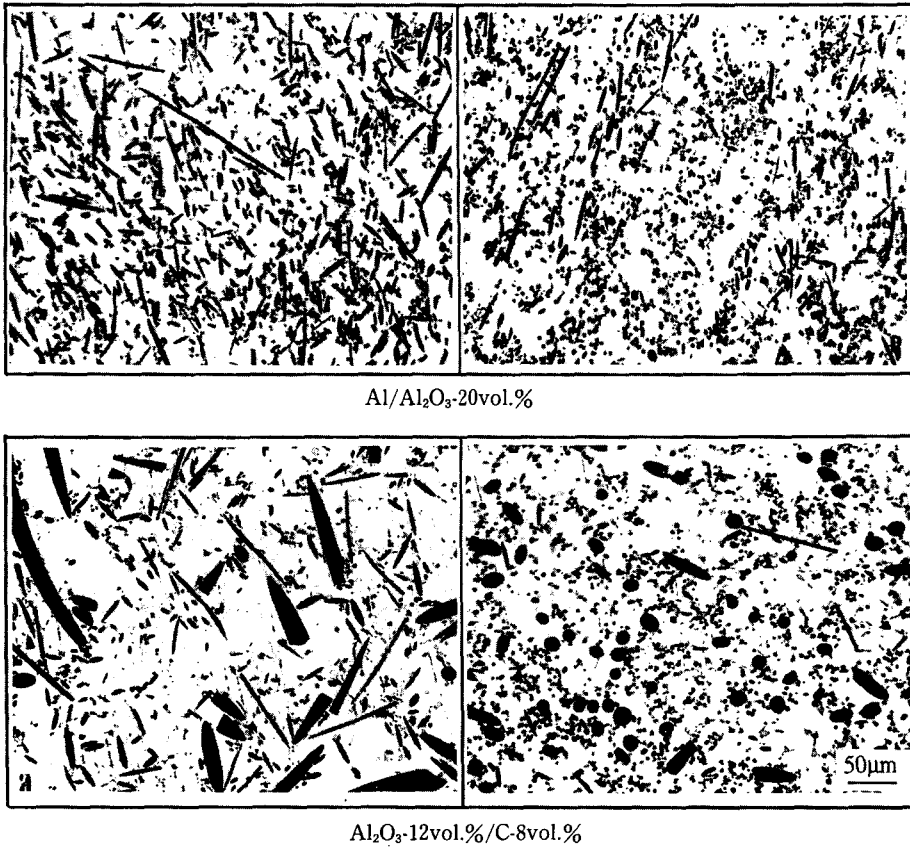


Fig. 2 Microstructures of metal matrix composites fabricated by squeeze infiltration method showing perpendicular(left) and parallel(right) to pressure direction

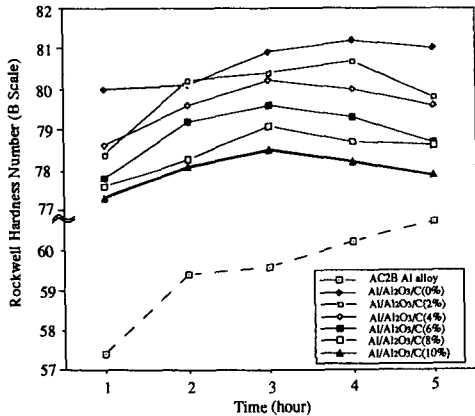


Fig. 3 Effect of amounts of carbon on aging conditions of various materials(aging temperature; 160°C)

Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-18%/C-2%는 4시간, 그리고 탄소의 부피분율이 4~10%인 경우 3시간에서 각각 최고 경도값을 보였다. 이것은 보강재의 경도값 차이로

도 알 수 있는 것으로 탄소의 경도가 알루미늄의 경도보다 낮기 때문에 탄소의 양이 적을수록 경도치가 높았다.

### 3.2 기계적 물성

Fig. 4와 Fig. 5에는 인장실험한 결과, 각 재료에 대해서 여러가지 기계적 물성을 상호 비교하여 나타내었다. Fig. 4와 같이 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 탄성계수는 기지재인 AC2B 보다는 다소 향상되었으나, 알루미늄(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 단섬유만 보강한 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료에 비해서는 탄소 혼합량의 증가에 따라 점차 감소되었다. 이것은 Long<sup>(16)</sup>이 일방향성 복합재료(unidirectional composite)의 혼합법칙(rule of mixture:ROM)을 기초로 보정계수를 사용하여 제안한 예측이 가능하다. 즉, Long이 제안한 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC 금속복합재료의 탄성계수 예측식은 다음 식(1)과 같다.

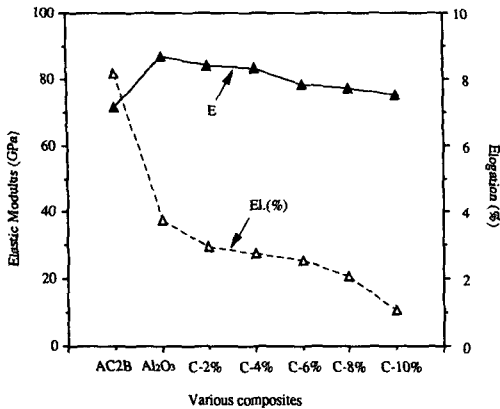


Fig. 4 Comparison between elastic modulus and elongation of various composites

$$E_c = (\alpha_A E_A - E_m) V_A + (\alpha_s E_s - E_m) V_s + E_m \quad (1)$$

여기서,  $E_A$ ,  $E_s$ ,  $E_m$ 은 알루미늄 단섬유 SiC 휘스커 및 기지재의 탄성계수이고,  $V_A$ ,  $V_c$  및  $V_m$ 은 각각의 부피분율을 의미한다.

따라서 식(1)으로부터 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 이론 탄성계수는 SiC 휘스커를 탄소섬유로 대체하고, Table 2의 알루미늄과 탄소단섬유의 탄성계수인 310(GPa)과 276(GPa)을 대입하면, 상대적으로 낮은 물성치를 갖는 탄소의 부피분율이 증가할수록 탄성계수가 감소함을 확인할 수 있다.

한편 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료는 탄성계수의 감소에 따라 연신율도 저하된 결과를 나타냈으며, 기지재인 AC2B의 연신율은 8.1%, Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-20%는 3.7%, 그리고 탄소의 부피분율이 상대적으로 증가함에 따라 점차 감소하는 경향을 보여 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-10%/C-10% 복합재료인 경우는 약 1%를 나타내었다.

Fig. 5는 인장강도와 항복강도를 상호비교한 것으로 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-20% 복합재료는 보강을 하지 않은 모재에 비해 항복강도와 인장강도는 약 20%와 10%가 각각 향상되었다. 그러나 탄소의 부피분율이 2%와 4%가 보강된 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-18%/C-2%와 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-16%/C-4% 복합재료의 인장 및 항복강도는 모재와 비슷한 경향을 보였으나, 6% 이상의 탄소를 보강시켰을 때는 모재보다는 저하되어 보강효과가 전혀 나타나지 않았다. 그러나 이와같은 결과는 Lim과 Han<sup>(13)</sup>이 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC 금속복합재료에 대해 제안한 인장강도(UTS)의 예측식인

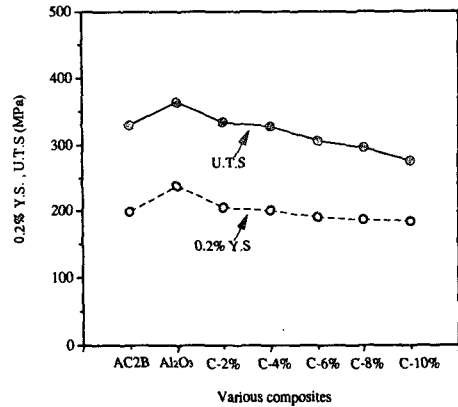


Fig. 5 Comparison between ultimate tensile and 0.2% yield strength of various composites

다음 식(2)에는 위배되는 결과이다.

$$\sigma_c = C \left\{ \sigma_s \left[ 1 - \frac{l_{sc}}{2l_s} \right] V_s + \sigma_A \left[ 1 - \frac{l_{Ac}}{2l_A} \right] V_A \right\} + \sigma_m^* V_m ; lc < 1$$

$$\sigma_c = C \left[ \frac{\tau_s l_s}{d_s} V_s + \frac{\tau_A l_A}{d_A} V_A \right] + \sigma_m V_m ; lc > 1 \quad (2)$$

여기서, C는 보강재의 분포를 결정하는 매개 변수인데, 2차원 배열의 경우는 0.5이고 3차원의 경우는 0.25이고  $\sigma_s$ 와  $\sigma_A$ 는 SiC 휘스커와 알루미늄 단섬유의 인장강도이고,  $l_s$ 와  $l_A$ 는 각각의 보강재 길이,  $l_{sc}$ 와  $l_{Ac}$ 는 임계 보강재길이,  $d_s$ 와  $d_A$ 는 보강재의 직경이고,  $\tau_s$ 와  $\tau_A$ 는 항복전단응력이며,  $V_s$ 와  $V_A$ 는 부피분율이다.

즉, 식(2)에서 SiC 휘스커 대신 탄소섬유로 대체하여 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 이론강도를 예측해보면 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-10%/C-10%복합재료도 모재보다는 향상된 인장강도를 갖게 된다. 반면, 예측식과는 달리 실험결과는 알루미늄과 탄소와 고온에서 반응을 일으켜 나타나는 취성의 석출물인 알루미늄 카바이드(Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>)의 생성으로 인해 가지개와 보강재의 결합이 취약해져 보강재가 일종의 결함(defect)으로 작용하여 강도가 저하되는 결과를 보였다. 이것은 다른 연구자의 결과<sup>(15,17)</sup>에서도 나타나는 것으로 탄소섬유강화 알루미늄 복합재료의 취약점이기도 하다.

Fig. 6은 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-16%/C-4% 복합재료의 인장실험 후 파단면을 보여주고 있다. Fig. 6(a)는 저배율의 파면사진으로 알루미늄 단섬유 사이에 탄소섬유(화살표)가 보인다. 탄소섬유의 결합상태는 Fi-

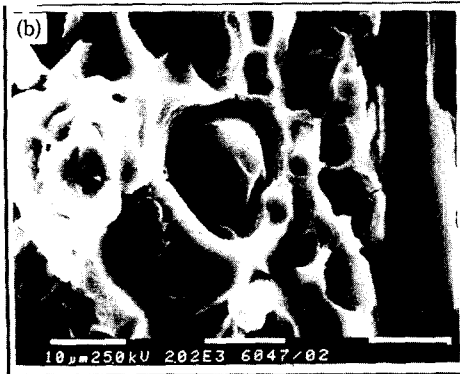


Fig. 6 SEM micrographs of fracture surface of hybrid composites after tensile test (a) overall view and (b), (c) high magnification

g. 6(b)의 확대사진에 나타난 것처럼 뽑힘(pull-out) 현상이 관찰되어 알루미늄과의 계면젖음성(interfacial wettability)이 좋지 않은 것으로 보이며, 탄소섬유에 근접한 알루미늄 단섬유에서도 이와같은 뽑힘현상이 확인(Fig. 6(c))된다. 반면 탄소와 다소 떨어진 부분에서의 알루미늄 단섬유에서는 뽑힘(pull-out)현상이 관찰되지 않아 전반적인 제조 상태는 양호하게 나타나고 있으나, 역시 탄소와 알

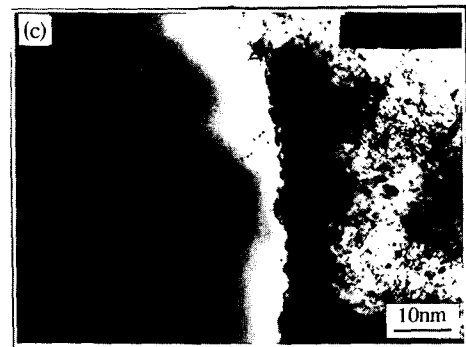
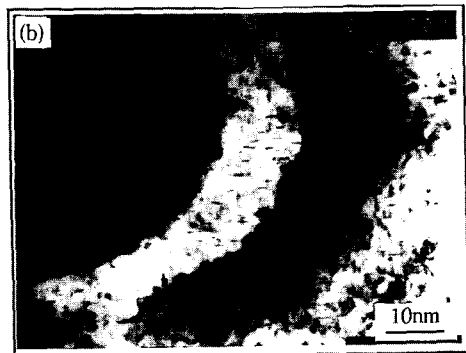
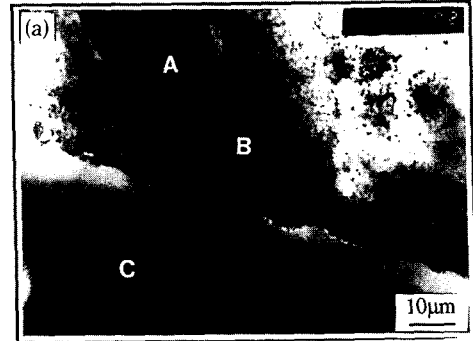


Fig. 7 TEM micrographs of hybrid composite after tensile test (a) overall view and (b), (c) high magnification

루미늄과의 반응은 피할 수 없었다. 한편, 보강재 주위에서 관찰되는  $AC_2B$  모재의 파면을 보면 전반적으로 보여지는 벽개파면(cleavage facet)과 많은 딩플로부터  $Al/Al_2O_3/C$  복합재료의 파괴양상은 거시적으로는 취성파괴의 양상을 띠며, 국부적으로는 연성파면이 보인다.

Fig. 7은 SEM사진의 결과를 보완하기 위하여 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 탄소와 알루미늄

단섬유의 주위를 관찰하였다. Fig. 7(a)는 알루미늄, 모재, 탄소섬유가 함께 보이는 경계를 나타내는 것으로 A는 알루미늄, B는 AC<sub>2</sub>B모재, C는 탄소이다. Fig. 7(b)는 탄소단섬유와 기지재의 경계면을 관찰한 것으로 탄소주위에 흰테두리가 보인다. 또한 Fig. 7(c)는 알루미늄 단섬유와 모재의 경계를 조사한 것으로 탄소섬유와 인접한 알루미늄 단섬유의 주위에 역시 흰테두리가 관찰된다. 즉, 이러한 흰테두리는 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 제조나 열처리 과정에서 탄소와 알루미늄이 반응하여 생긴 탄화알루미늄인 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>화합물로 생각되며, 궁극적으로는 모재와 보강재의 계면 결합력을 억제시켜 기계적 물성을 저하시키는 원인으로 작용된다.

3.3 마모거동

Fig. 8은 상대마모속도의 변화에 따른 알루미늄 모재와 금속복합재료의 마모특성을 종합적으로 비교한 것이다. 그림으로부터 각 재료의 마모거동은 상대마모속도에 많은 영향을 받는다는 것을 알 수 있다.

AC<sub>2</sub>B의 경우 마모량은 저속인 0.51 m/s에서 중간속도인 1.97 m/s까지는 점차 증가하다가 1.97 m/s 이상이 되면서 마모량이 현저히 증가하는 추세를 보인다. 마모기구는 속도가 1.97 m/s가 될 때까지는 마모면에서의 마찰력에 의한 응착마모(adhesive wear)와 연삭마모(abrasive wear)이나 1.97 m/s 이상에서는 국부적인 마모면에서의 온도상승에 의해 마모기구는 용해마모(melt wear)로 마모기구가 변하게 된다. 따라서 마모량은 1.97 m/s를 경계로 하여 마모량이 급증하게 된다. 또한 마모속도가 저속인 0.51 m/s에서는 금속복합재료의 마모량이 알루미늄 모재보다 많은데, 이는 낮은 마모속도에서는 마모면에서의 높은 마찰력에 의해서 보강재가 기지재를 연삭시키기 때문에 일어나는 현상이다. 따라서 마모속도가 0.51 m/s에서 1.97 m/s 사이의 구간에서는 마모속도가 증가함에 따라 마찰계수의 감소에 의해 마찰력이 줄어들기 때문에 금속복합재료의 마모량이 기지재료에 비해서 줄어들며, 용해마모가 주요한 마모기구가 될 때까지 감소하게 된다. 고속인 3.62 m/s에서는 온도상승에 의한 용해마모에 의해서 두재료 모두 마모량은 증가하나, 내열성이 좋은 금속복합재료가 기지재료에 비해서 상대적으로 낮은 마모량을 보인다.

Fig. 9는 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 미모특성을 모

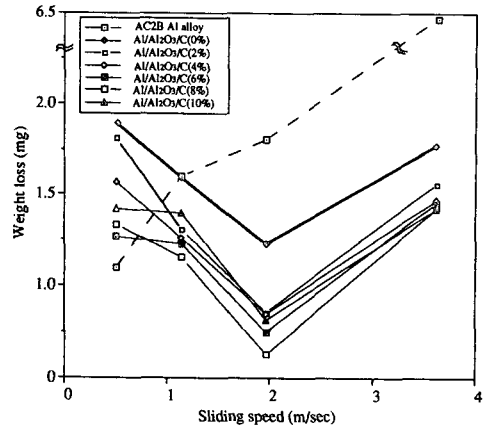


Fig. 8 Effect of sliding speeds on wear behavior of Al alloy and Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C hybrid composites.

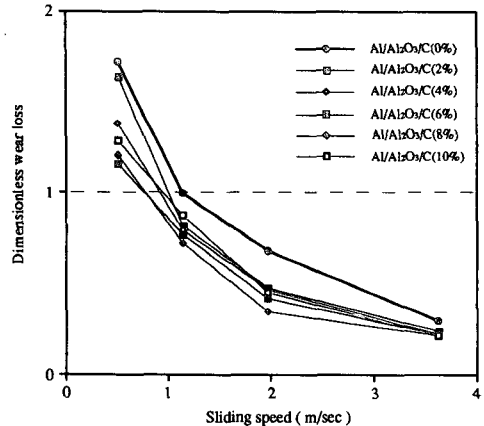


Fig. 9 Dimensionless wear loss of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites with respect to AC2B Al alloy

재와 비교하여 무차원화한 것인데, 전체적으로 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료(굵은 선)의 마모현상과 비슷함을 보인다. 그림과 같이 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료는 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료보다 모든 속도구간에서 내마모성이 약 20~30% 향상된 것을 볼 수 있다. 이러한 현상은 탄소와 고체윤활현상에 기인하는 것으로 탄소와 마모입자가 경계면에서 윤활층을 형성해 상대재와 시편간의 응착에 의한 마모를 저지시켜주는 경계면에서 윤활층을 형성해 상대재와 시편간의 응착에 의한 마모를 저지시켜 주는 역할을 하기 때문이다. 저속인 0.51 m/s에서 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 마모량의 변화는 탄소의 함유량에 따라 전체적으로 넓게 분포함을 알 수 있고, 속도가 점차 증가하면서 탄소의 양에 따른 변화는 거의 없는 것으로



나타난다. 즉, 고속으로 갈수록 탄소의 함유량이 미미하여도 다소 향상된 마모특성을 나타낸다. 이것은 탄소가 저속인 연삭마모에서 보다는 속도가 증가하면서 발생하는 응착마모에 더 큰 유효작용을 나타냄을 보여준다. 한편, 재료의 응착현상은 마모된 면이 산화되기 전에 다시 그 자리에 마모가 발생되어 상대재와 기지재가 붙어 버리는 현상에 의해서 지배적으로 발생된다. 그러나 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 경우 마모면에 탄소의 마모입자가 막을 형성해서 재료간의 응착이 일어나는 것을 막아주기 때문에 내마모성이 알루미늄이나 만을 사용한 금속복합재료에 비해서 향상됨을 보여준다.

Fig. 10은 속도 변화에 따라 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료를 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료와 비교하여 무차원화한 것이다. 그림에서와 같이 전체적으로 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료는 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료에 비해 마모특성이 향상되었음을 잘 알 수 있다. 탄소량의 증가에 따라 대체로 내마모성이 향상됨을 관찰할 수 있으나, 탄소의 양이 8% (굵은 선)일 때 가장 좋은 내마모성을 나타낸다. 그러나 탄소의 양이 10%일 때에는 8%에 비해서 내마모성이 좋지 않음을 나타내는데, 이것은 경질입자에 의한 마모특성과 고체유효효과에 의한 마모특성간에 적정선이 있음을 말해준다. 즉 강도가 낮은 탄소가 강도가 높은 알루미늄과 비교해서 상대적으로 높은 비율을 차지하면 재료 자체의 강도가 떨어져서 마모에 대한 저항력도 저하가 되는 것으로 생각된다. 따라서 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료에서 고체유효효과를 고려할지라도 적당한 강도를 유지한 상태에서 내마모성을 증가시키는 방안을 모색해야 한다는 것을 알 수 있다.

Fig. 11은 금속복합재료와 모재의 마모특성을 상대마모속도의 구간별로 나누어 0.51 m/s에서 1.14 m/s 까지는 영역 I, 3.62 m/s 까지는 영역 II, 3.62 m/s 이상은 영역 III으로 분리하여 알기 쉽게 비교한 것이다. 상대마모속도가 저속인 0.51 m/s에서의 마모특성은 모재가 금속복합재료보다는 좋으나 중속인 1.14 m/s를 기점(영역 I)으로 이러한 현상은 역전된다. 즉 영역 II에서의 마모량은 모재는 지속적으로 증가하는 반면에, 금속복합재료는 이와는 반대로 감소하는 경향을 보인다. 또한 영역 III에서 모재의 마모량은 급격한 증가를 보이는 반면에 금속복합재료는 저속의 경우와 비슷하거나 약간의 증가를 나타내고 있어, 고속으로 갈수록 금속복합재료의 마모특성이 향상됨을 알 수 있다.

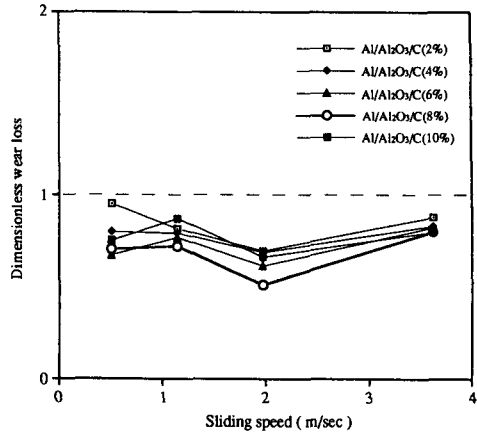


Fig. 10 Dimensionless wear loss of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C composites with respect to Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites

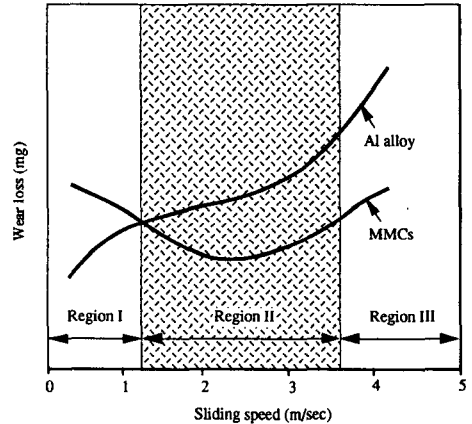


Fig. 11 Relations of wear loss-sliding speed for Al matrix and MMCs

이상의 결과로부터 전체 부피분율이 20%인 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 마모특성을 보면 중속과 고속에서는 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-12%/C-8% 복합재료가 가장 좋은 마모특성을 나타낸다. 그러나 저속에서는 탄소의 양이 더 적은 즉, Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-14%/C-6% 복합재료가 더 좋은 마모특성을 나타낸다. 이것은 온도 발생이 상대적으로 낮은 영역에서는 탄소의 양이 적은 것이 유리하나 그 마모량의 차이는 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-12%/C-8% 복합재료와 비교해서 크지 않다.

### 3.4 마모면의 미세기구 해석

Fig. 12는 앞 절에서 설명한 Fig. 8~Fig. 11의 상대속도에 마모량의 변화원인을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 것으로, AC<sub>2</sub>B 알루미늄과 전

체적인 마모특성이 가장 좋은 결과를 나타낸 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-12vol.%/C-8vol.% 복합재료의 마모면 변화를 각각 관찰한 것이다. Fig. 12(a)는 마모속도가 저속인 0.51 m/s일 때 알루미늄 모재의 관찰면으로 연삭마모(abrasive wear)작용에 의해 형성된 가는 줄무늬 흔적인 홈패임(plowing)현상을 볼 수 있다. 이러한 홈패임은 연삭작용에 의해 모재로부터 분리된 칩(chip)이 상대마모재의 대표적인 특징을

나타낸다. 한편, Fig. 12(d)에 나타낸 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 경우, 연삭작용은 모재에 비해 심화되어 줄무늬가 많이 관찰되었으며 일부 응착마모(adhesive wear)의 흔적도 관찰되었다. 응착마모는 상대마모재와의 접촉부에서 응착부분의 전단작용에 의해 뜯기는 현상을 나타내는 것으로 이탈된 재료가 상대재의 표면에 달라 붙어 마찰에 의해 뜯겨져 나간 흔적 등을 보이는 특징이 있다. 이와 같은 결과

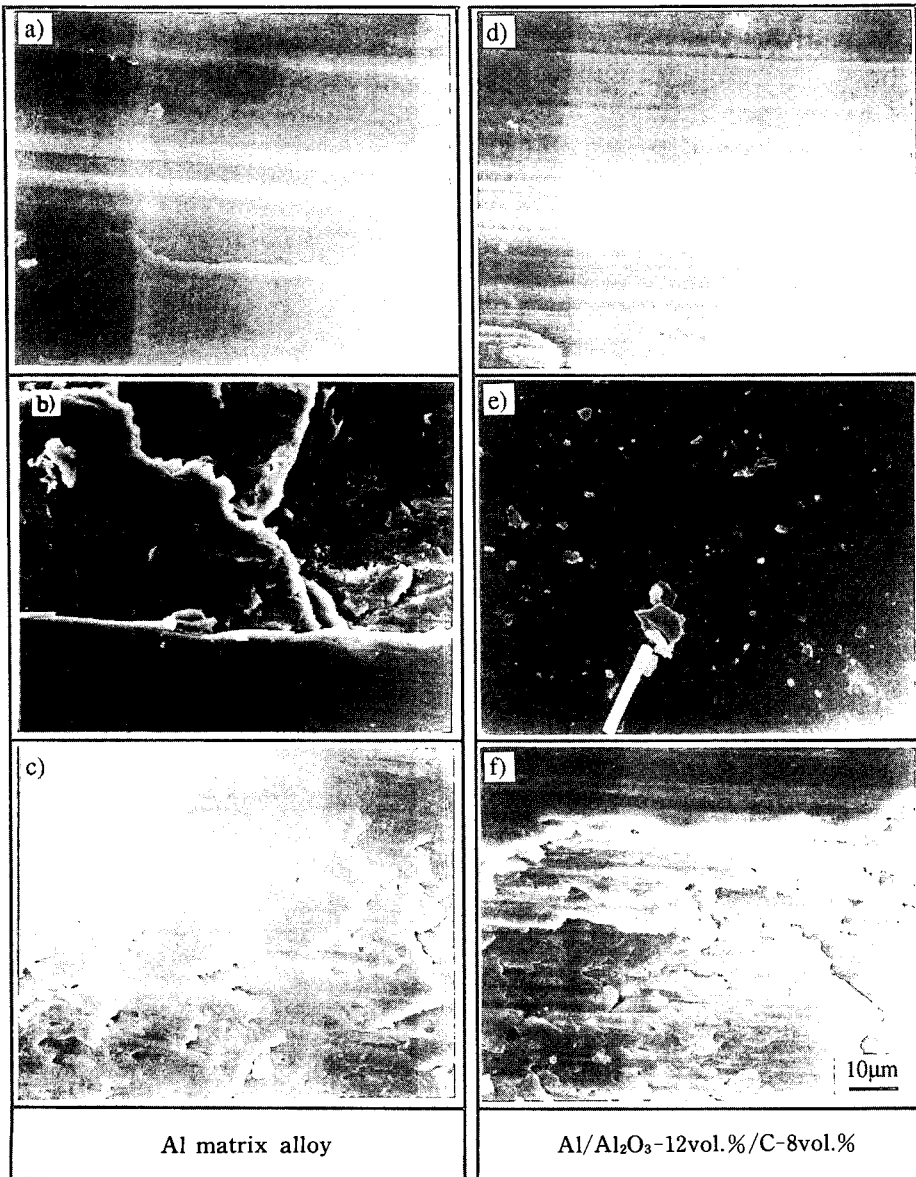


Fig. 12 Wear surfaces of Al matrix alloy and Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-12vol.%/C-8vol.% composite with various sliding speeds (a), (d) 0.51 m/sec, (b), (e) 1.97 m/sec, (c), (f) 3.65 m/sec

를 통해 볼때 Fig. 8에서 상대마모속도가 저속인 0.51 m/s 일때 모재에 비해 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-12vol.%/C-8vol.% 복합재료의 마모량이 더 많은 것은 연삭에 의해 마모된 경질의 보강재가 모재에 퇴박혀 연삭 작용을 심화시킴과 동시에 부분적인 응착마모현상도 동반되었기 때문으로 생각된다.

Fig. 12(b)와 (e)는 상대마모속도가 중속인 1.97 m/s의 경우로 모재에서는 마찰력에 의한 응착마모와 온도상승으로 인한 용해마모(melting wear)의 흔적이 관찰된다. 그러나 금속복합재료에서는 응착마모현상을 거의 관찰할 수 없는데, 이것은 시편과 상대재간의 상대운동으로 인한 온도상승이 기지재의 연화(softening)를 촉진시켜 경질의 보강입자가 기지재에 박히게 되어 마모를 억제시켜 주는 역할을 하였고, 더불어 탄소보강재의 부스러기가 마모면에 윤향활막을 형성시켜 주어 Fig. 8의 저속인 0.51 m/s에서와는 달리 모재에 비해 마모량이 현저히 감소한 결과를 보였다. Fig. 12(b)의 사진에는 보강재가 기지재에 박혀있는 것과 부스러기가 마모 표면에 존재하는 것을 나타내고 있다.

한편 Fig. 12(c)와 (f)와 같이 상대마모속도가 점

차 증가하여 고속인 3.62 m/s일때는 저속과 중속에서는 전혀 관찰할 수 없는 용해마모가 나타나 이것이 심화되어 물결모양의 밀림현상을 볼 수 있다. 즉, Fig. 12(c)는 모재의 경우로 상대속도의 증가에 따른 온도상승으로 인해 심한 물결모양의 밀림현상이 관찰되는데 비해 Fig. 12(f)의 금속복합재료는 탄소와 알루미늄 단일유 보강재가 고체윤향활막의 형성과 밀림억제작용을 유발시켜 결과적으로 물결모양의 크기와 형태는 모재에 비해 작게 나타남을 알 수 있다. 결국 이것은 Fig. 8에 나타난 바와 같이 고속인 3.62 m/s에서 탄소혼합 금속복합재료의 마모량이 기지재에 비해 현저히 적게 나타남을 확인시켜 주고 있다.

Fig. 13은 Fig. 12에서 SEM으로 관찰한 현상학적 결과를 통해 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 마모현상을 알기 쉽게 모형화한 것이다. Fig. 13(a)는 속도가 비교적 저속인 영역 즉, 마모에 의한 온도발생이 재료의 연화현상을 가져오지 않은 영역을 나타낸다. 이 영역에서는 보강재가 연삭입자의 역할을

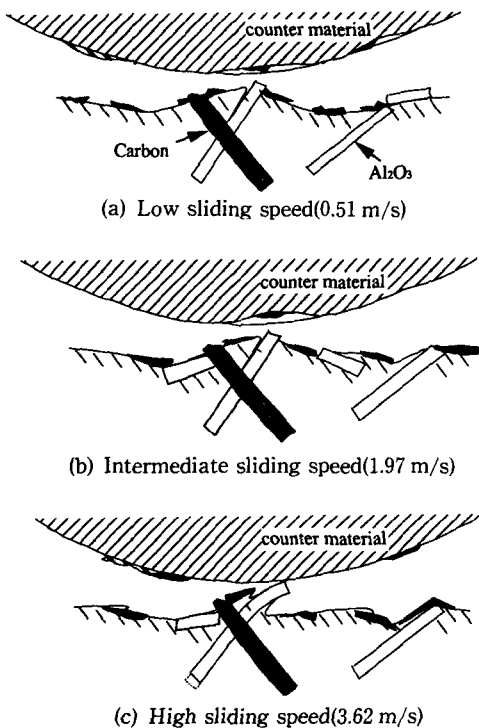
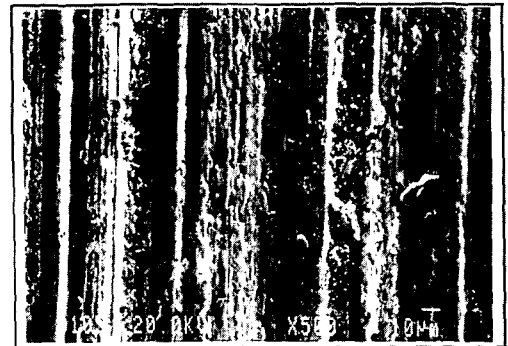


Fig. 13 Wear model of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C hybrid composites



(a) Wear surface



(b) Carbon distribution

Fig. 14 EPMA micrographs of Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-12vol.% composite for sliding speed of 1.97 m/sec

하기 때문에 마모량이 기지재에 비해서 많이 발생한다. Fig. 13(b)는 온도발생이 재료자체의 밀림현상을 동반하지 않을 때의 영역을 나타내는데 상대마모속도의 증가에 따른 접촉면의 온도 상승이 기지재의 연화현상을 가져와 보강재 마모부스러기(wear debris)가 금속복합재료의 표면에 박히는 현상을 관찰할 수 있다. 마지막으로 Fig. 13(c)는 상대마찰에 의한 온도상승이 크게 발생되어 재료의 밀림현상이 발생하는 것을 설명하는 것으로 이 영역은 상대재와 시편의 접촉면에서 발생하는 열에 의해서 기지재의 연화현상이 급진전된다. 이것은 열영향에 의해 보강재 자체를 모재로부터 뽑히게(pull out)하여 밀어내는 역할을 한다. 이러한 밀림에 의한 마모를 억제시키기 위해서는 보강재의 길이가 긴 것을 사용하는 것이 유리하다는 것을 시사하고 있다. 끝으로 Fig. 14는 마모면에 탄소의 분포정도를 EPMA로 관찰한 것으로 마모부스러기 부분에 탄소가 집중되어 있음이 확인되어 이러한 것이 고체윤활효과를 나타내고 있음을 확인할 수 있다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 알루미늄과 탄소를 보강재로 한 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료를 제조하여 상온 인장시험을 통한 기계적물성을 확인하였고, 마모특성이 가장 좋은 탄소의 부피분율을 찾기 위한 마모실험을 수행하였다. 이들 결과를 요약하면 다음과 같다.

(1) 가압주조법에 의한 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료를 제조하였으며, 미세조직을 관찰한 결과 모두 양호한 조직을 얻었고, T6 열처리과정 중 인공 시효시간은 탄소의 부피분율이 증가할 수록 짧아졌다. 즉 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>와 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-18%/C-2% 복합재료는 4시간, 탄소의 양이 4%에서 10%까지는 3시간의 결과를 나타내었다.

(2) Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 탄성계수는 기지재인 AC<sub>2</sub>B보다는 다소 향상되었으나, 알루미늄(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 단섬유만 보강한 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료에 비해서는 탄소 혼합량의 증가에 따라 점차 감소되었다. 또한 탄성계수의 감소에 따라 연신율도 저하된 결과를 나타냈으며, 기지재인 AC<sub>2</sub>B의 연신율은 8.1%, Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-20%는 3.7%, 그리고 탄소부피분율의 상대적 증가에 따라 점차 감소하여 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 10%/C-10% 복합재료인 경우는 약 1%를 나타내

었다.

(3) 항복강도와 인장강도는 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료의 경우 모재에 비해 약 20%와 10%가 각각 향상되었고, 탄소와 2%와 4% 보강된 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-18%/C-2%와 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-16%/C-4% 복합재료는 모재와 비슷한 경향을 보였으나, 6% 이상의 탄소를 보강시켰을 때는 모재보다도 강도가 저하되는 결과를 보였다.

(4) Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 내마모성은 기지재인 알루미늄합금(AC<sub>2</sub>B)보다 우수한 결과를 보였으며, 알루미늄만을 보강한 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료에 비해서는 약 20~30%의 내마모성 향상을 나타냈다.

(5) 마모속도에 따른 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료의 내마모성은 상대마모속도가 1m/sec 이상에서는 탄소의 부피분율이 8%일때 가장 좋은 결과를 보였으며, 1m/sec 이하의 상대마모속도에서는 탄소의 부피분율이 8%보다 낮은 6%에서 더 우수하였다.

(6) 마모속도변화에 따른 마모면의 형상을 관찰한 결과 알루미늄 모재는 연삭 및 응착마모가 심하였고, Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 복합재료는 일부 응착이 관찰되기도 하였으나, 연삭마모가 주된 마모기구였고, 또한 Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/C 복합재료는 탄소의 영향으로 연삭마모를 억제시켜 주는 고체윤활효과를 보여 전반적으로 마모특성이 가장 좋은 것으로 밝혀졌다.

#### 참고문헌

- (1) Dinwoodie, J., 1987 "Automotive Applications for MMCs Based on Short Staple Alumina Fibres," *SAE Technical Paper Series*, No. 870437.
- (2) Miura, N. and Miyake, N., 1983, "Ceramic Fiber Reinforced Piston for High Performance Diesel Engines," *SAE Technical Paper Series*, No. 830252.
- (3) Chadwick, G., 1988, "Production, Properties and Applications of MMCs," *Cast Reinforced Metal Composites*, ASM, pp. 3~13.
- (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) Folgar, F., 1988, "Fiber FP/Metal Matrix

- Composite Connecting Rod: Design Fabrication and Performance," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, Vol. 9, pp. 561~578.
- (6) Fukunaga, H., 1988, "Squeeze Casting Processes for Fibre Reinforced Metals and Their Mechanical Properties," *Cast Reinforced Metal Composites, ASM*, pp. 101~108.
- (7) Lim, T., Kim, Y. H., Lee, C. S. and Han, K. S., 1992, "Fabrication and Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composite Materials," *J. Com. Mater.*, Vol. 26, pp. 1062~1083.
- (8) Xi Cong Liu, Claude Bathias, 1993, "Defects in Squeeze-cast  $Al_2O_3/Al$  alloy Composites and Their Effects on Mechanical Properties," *Composites Science and Technology*, Vol. 46, pp.245~252.
- (9) Friend, C. M., 1987, "The Effect of Matrix Properties on Reinforcement in Short Alumina Fibre-aluminum MMCs," *of Material Science*, Vol. 22, pp. 3005~3010.
- (10) Das, A. A. and Clegg, A. J., 1988, "Enhancement in the Properties of a Squeeze Cast Aluminum Magnesium Alloy Containing Alumina Fiber," *Cast Reinforced Metal Composites, ASM*, pp. 217~224.
- (11) Fukunaga, H., Goda, K. and Kurita, Y., 1987, "Strength and Reliability of Silicon Carbide Reinforced Aluminum Composites by Squeeze Casting Including a Vacuum System," *ICCM VI*, Vol. 2, pp. 362~371.
- (12) 임태원, 이창수, 김영한, 한경섭, 1991, "알루미늄기지 복합재료의 제조 및 기계적 성질 평가," 한국복합재료학회지, 제4권, 제1호, pp. 47~59.
- (13) 봉하동, 송정일, 양유창, 한경섭, 1994. 3, "Al/ $Al_2O_3$ /C 복합재료의 제조 및 마모거동," 한국복합재료학회지, 투고중.
- (14) Amateau, M. F., 1976, "Progress in The Development of Graphite Aluminum Composites Using Liquid Infiltration Technology," *J. Comp. Mat.*, Vol. 10, pp. 279~296.
- (15) Long, T. T. and Nishimura, T., et. al, 1988, "Mechanical Properties and Wear Resistance of 6061 Alloy Reinforced with a Hybrid of  $Al_2O_3$  Fibers and SiC Whiskers," *Transactions of the Japan Institute of Methods*, Vol. 29, No. 11, pp. 920~927.
- (16) Towata, S., Yamada, S. and Ohwaki, T., 1985, "Strength and Interfacial Reaction of High Modulus Carbon Fiber Reinforced Aluminum Matrix," *Transactions of the Japan Institute of Metals*, Vol. 26, No. 8, pp. 563~570.
- (17) 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.
- (18) Towata, S., Ikuno, H. and Yanada, S., 1985, "Mechanical Properties of Carbon Fiber-Reinforced Aluminum Alloys with Whiskers and Particulates of Silicon-Carbide," *Transactions of The Japan Institute of Metals*, Vol. 26, No. 8, pp.563~570.
- (19) Michael, E., Goddard, D. M. and Romine, J. C., 1987, "Metals, Carbon/Graphite and Ceramic Matrix Composites," *Engineering Materials Handbook, Composites, ASM International*, Vol. 1, T. J. Reinhart et al. eds., pp. 849~877.
- (20) Kruger, G. and Kainer, K. U., 1993, "Characterization of Ceramic Fiber Preforms," *ICCM9* Vol. 2, July, pp. 15~22.
- (21) Das, S., Prasad, S. V. and Ramachandran, T. R., 1993, "Tribology of Al-Si Alloy Composites: Triboinduced Graphite Films and The Silicon Morphology," *Wear*, pp. 47~56.
- (22) Prasad, S. V. and McConnell, B. D., 1991, "Tribology of Aluminum Metal-Matrix Composites: Lubrication by Graphite," *Wear*, pp. 241~253.
- (23) Data Sheet from JIS-H5202.
- (24) Data Sheet form ICI Co.
- (25) Data Sheet from Kureha Co.