

< 論 文 >

탄소섬유와 SiC 휘스커를 혼합한 Al/Al₂O₃ 복합재료의 마멸특성

봉하동* · 송정일** · 양유창* · 한경섭**

(1994년 10월 14일 접수)

Wear Characterization of Al/Al₂O₃ Composites Reinforced with Hybrid of Carbon Fibers and SiC Whiskers

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

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

Abstract

The Al/Al₂O₃/SiC and Al/Al₂O₃/C hybrid metal matrix composites(MMCs) were fabricated by squeeze infiltration method. Uniform distribution of reinforcements were found in the microstructure of metal matrix composites. Mechanical tests were carried out under various test conditions to clearly identify mechanical behavior of MMCs, and the wear mechanism of Al/Al₂O₃/(SiC or C) hybrid metal matrix composites were investigated. The tensile strength and hardness of hybrid composites was resulted in increasing compared with those of the unreinforced matrix alloy. Wear resistance was strongly dependent upon kinds of fiber, volume fraction and sliding speed. The wear resistance of metal matrix composites was remarkably improved by the addition of reinforcements. Especially, the wear resistance of the hybrid composites of carbon fibers was more effective than in the composites reinforced with alumina and SiC whiskers of reinforcements. This was due to the effect of carbon fiber on the solid lubrication. Wear mechanisms of hybrid composites were suggested from wear surface analyses. The major wear mechanism of hybrid composites was the abrasive wear at low to intermediate sliding speed, and the melting wear at intermediate to high sliding speed.

1. 서 론

자동차 및 항공우주분야에 있어서 엔진의 고성능화를 도모하기 위해 단섬유강화 금속복합재료를 이용한 경량화, 내열화 및 내마멸성에 관한 연구가 활발하게 이루어지고 있다. 단섬유강화 알루미늄기지 금속복합재료는 기지재에 비해 상온 및 고온의

인장강도와 탄성계수의 향상은 물론 내마멸성, 내식성, 내열성 및 내피로성이 우수하여 자동차 및 항공우주산업 등에서 엔진의 구동부품인 피스톤, 커넥팅로드, 실린더 그리고 브레이크 라이너 등의 국소보강재로 널리 각광받고 있다.⁽¹⁾

특히, 단섬유강화 금속복합재료의 가장 우수한 물성 중의 하나는 내마멸성을 들수 있는데, 이것은 보강재로 사용되는 Al₂O₃, SiC 등과 같은 세라믹 화이버가 응착마멸발생을 저지시켜 주기 때문에 기지재에 비해 월등히 우수한 내마멸성을 보이는 것

*포항공과대학교 기계공학과

**정희원, 포항공과대학교 기계공학과

으로 알려져 있다. 금속복합재료의 내마멸성을 향상시키기 위해 강도가 높은 세라믹 보강재를 사용하는 방법과 재료에 고체윤활 특성을 가지고 있는 보강재를 사용하려는 연구가 이루어지고 있다.

일반적으로 마멸은 경질의 표면과 부스러기의 돌기(asperity)로 인해 약한 표면에서의 연삭, 응착 및 흠패임 등을 유발시켜 발생하는 것이다. Nayeb-Hashemi 등⁽²⁾은 단섬유 금속복합재료의 마멸해석을 보강재의 분리현상(delamination)에 의한 기지재의 제거, 단섬유의 뽑힘(pull-out)과 끌패임(plowing)에 의한 마멸로 구분하여 해석하고 있다. Axen 등⁽³⁾에 의하면 Al/Al₂O₃ 복합재료에서 알루미늄 보강재의 부피분율이 증가함에 따라 연삭마멸에 대한 저항성을 증가시킴으로써 내마멸성을 향상시킬 수 있다고 하였으며, Manish 등⁽⁴⁾도 알루미늄 복합재료의 마멸량은 보강재의 형태나 크기에 의한 영향보다는 보강재의 부피분율에 더 많은 영향을 받는다고 하였다.

반면 Long 등⁽⁵⁾은 SiC_w가 Al₂O₃ 단섬유보다 내마멸성을 향상시키는데 더 효과적임을 연구하였는데, 이는 SiC_w의 종횡비(aspect ratio)가 Al₂O₃ 단섬유보다 작고 인장강도도 더 좋아 연삭마멸의 발생을 저지시켜 주는 역할을 하기 때문이라는 것이다. 또한, Hosking 등⁽⁶⁾은 Al₂O₃와 SiC입자를 포함하는 금속복합재료의 마찰과 마멸특성을 연구한 결과, Al₂O₃로 보강된 복합재료의 경우 입자의 크기와 부피분율이 증가할수록 내마멸성이 증가하고, SiC 보강복합재료의 경우는 마멸하중이 감소할수록 그리고 부피분율이 증가할수록 내마멸성이 향상되었다. 또한 Al/Al₂O₃/SiC 복합재료는 Al/Al₂O₃와 Al/SiC 보다 더 좋은 내마멸성을 나타낸다. 이는 미세한 SiC whisker가 기지금속을 강화시킴으로써 응착마멸에 대한 저항성을 높여주며, 상대적으로 큰 크기를 갖는 Al₂O₃ 단섬유는 연삭마멸에 대해서 저항성을 갖게 해주어 마멸특성을 향상시켜 주는 것으로 보고 되고 있다.⁽⁷⁾

한편, 탄소를 혼합한 금속복합재료는 마멸면에 부드러운 마멸부스러기를 형성하여 고체윤활(solid lubrication) 효과를 나타내어 내마멸성을 더욱 향상시키는 것으로 나타났고, 고체윤활재로는 Graphite, MoS₂ 및 PTFE 등과 같은 재료가 사용되고 있다. ⁽⁸⁻¹¹⁾ Giltrow 등⁽¹²⁾에 의하면 마멸발생시 탄소섬유는 표면층에 윤활막을 형성하여 내마멸성을 향상시키는 것으로 보고하고 있으나, 탄소와 알루미늄간

의 반응으로 인해 금속복합재료의 기계적인 물성은 저하된다고 하였다. Gibson 등⁽¹³⁾도 알루미늄기지 금속복합재료의 내마멸성은 탄소의 양을 약간 첨가함으로써 향상되나, 많은 양의 탄소혼합은 알루미늄합금을 약화시키는 역할을 하기때문에 오히려 마멸에는 나쁜 영향을 미친다고 보고했다. 또한 Das와 Prasad⁽¹⁴⁻¹⁷⁾ 등은 고체윤활층은 마멸시 기지재와 상대재의 응착을 저지해 주는 역할을 하며, 특히 탄소는 열전도도가 다른 보강재에 비해 좋기 때문에 마멸시 발생하는 열을 외부로 빠르게 방출시킬 수 있어, 접촉면에서의 온도상승에 의한 기지재의 급격한 연화현상을 막아주기 때문에 내마멸성을 향상시킨다고 하였다. Amateau 등⁽¹⁸⁾도 탄소섬유의 형태가 마멸거동에 중요한 요소임을 연구한 바 있으며, Kuniya 등⁽¹⁹⁾은 방향성을 갖지 않는 단섬유보강 금속복합재료가 가장 좋은 내마멸성을 나타내며, 금속복합재료의 가장 중요한 마멸기구는 단섬유의 뽑힘현상이라고 하였다.

이상과 같이 금속복합재료의 마멸에 관한 연구는 많이 진행되고 있으나, 마멸시험 중에 발생하는 생성물간에 작용이 불확실한 상태에서 여러가지 외부조건이 복합적으로 작용하기 때문에 아직까지는 부족한 실정이다. 또한 고체윤활재로 사용되는 탄소섬유 등을 혼합한 금속복합재료는 기지재에 비해 열악한 기계적 물성(강도와 연성)을 나타내는 문제점이 있다.

본 연구에서는 AC8A 알루미늄합금을 기지재로 하는 Al/Al₂O₃, Al/Al₂O₃/SiC, Al/Al₂O₃/C 복합재료 등 여러가지 금속복합재료를 제조하여 기본물성평가와 상대마멸속도의 변화에 따른 마멸특성 및 마멸면의 미세조직 관찰을 통하여 마멸기구를 규명하고자 한다. 특히, Al/Al₂O₃ 복합재료는 부피분율에 따른 내마멸성의 변화를 평가하며, 탄소섬유와 SiC 휘스커와 Al/Al₂O₃ 복합재료에 혼합하여 마멸특성을 상호비교한다. 또한 고체윤활특성에 유용한 탄소섬유는 PAN계와 Pitch계의 단섬유와 Pitch계 탄입자(particulate)를 사용하여 기계적 물성치의 확인은 물론 입자크기에 따른 마멸특성도 비교평가한다.

2. 실험방법

2.1 사용재료

본 연구에서 사용한 기지재로는 Al-Si-Cu-Ni-Mg

제의 주물용 알루미늄합금인 AC8A를 사용하였다. 이 재료는 내열성, 내마멸성이 우수하며 열팽창계수가 낮고 인장강도가 다른 알루미늄합금보다 높아 자동차 및 디젤기관의 피스톤, 선박용 피스톤으로 사용되고 있다. Table 1은 AC8A 알루미늄합금에 대한 기계적 성질과 화학적 성분비를 나타낸 것이다.⁽²⁰⁾

보강재로는 영국 ICI사의 "Saffil" Al₂O₃ RF grade의 단섬유로서 δ-결정상이며, 5% 정도의 무기성형체인 실리카(silica)를 포함하고 있다. 실리카가 함유된 세라믹단섬유는 Al합금과의 젖음성이 양호하고, 결합력을 향상시키는 것으로 보고되고 있다. SiC_w는 Tokai 제품을 사용하였으며, 탄소섬유는 Toray제품의 PAN계 단섬유와 Kureha의 Pitch계 탄소단섬유와 입자를 사용하였다. 탄소섬유는 고온에서 높은 강도를 유지하며, 고체윤활을 통해 내마멸성을 향상시킬 수 있는 재료로 알려져 있다. 탄소섬유는 고온에서의 산화방지를 위해 Si, Ni, Ti 등을 이용한 표면코팅을 하여 사용되기도 하나, 본 연구에서 사용된 가압용침법은 신속히 고온화가 가능하여 알루미늄과의 계면반응으로 인한 물성저하를 방지할 수 있다는 연구결과⁽⁶⁾에 따라 특별한 코팅을 하지 않았다. Table 2는 이들 재료에 대한 기계적 성질을 나타낸 것이다.⁽²¹⁾

2.2 금속복합재료의 제조

금속복합재료의 제조를 위해서는 먼저 단섬유 보강재로 예비성형체를 제조한다. 15% 부피분율의

예비성형체를 제조하기 위해서 단섬유는 부피분율에 맞는 적정량을 계량하고, 성형체인 몰유리(SiO₂)와 함께 수용액 속에 넣고 교반한다. 잘 섞여진 보강섬유를 진공압추출법을 이용하여 예비성형체를 만든다. 본 연구에서 사용한 진공압추출법은 높이 방향에 따른 부피분율의 차이와 보강재의 분포를 균일하게 위해서 사용하였다. 혼합 예비성형체는 충분한 성형성 유지를 위해 알루미늄 단섬유의 부피분율이 10%, SiC_w와 탄소섬유는 각각 5%의 혼합비로 하여 전체부피분율이 15%가 되도록 제조하였다.

예비성형체의 건조는 수분을 완전히 제거시킨 후 소결하게 되는데 알루미늄(Al₂O₃)과 SiC_w을 보강재로 사용한 경우는 1000°C에서 2시간 소결 후 열충격에 의한 보강재의 손상을 피하기 위해 노냉시켰다. 반면에 탄소를 혼합한 예비성형체는 450°C 이상의 온도에서 탄소의 산화현상때문에 450°C의 질소분위기하에서 소결시켰다.⁽²²⁾

가압용침은 먼저 기지재로 사용된 AC8A 주조용 알루미늄합금의 용해시 산화방지를 위해 질소(N₂)분위기의 전기로에서 730°C의 온도로 고온용해(super heating)시킨다. 이와 동시에 실린더형으로 상부와 하부로 분리된 주조용 금형 및 펀치와 예비성형체를 각각 450°C에서 예열한다. 예열된 금형 및 용탕이 준비되면 금형과 예비성형체를 프레스에 위치시킨 후 가압력 25 MPa로 알루미늄 용탕을 용침시킨 후 60초 동안 유지시킨다.

제조상태의 확인을 위해서는 주사전자현미경

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of AC8A Al alloy

Elements composition	Chemical composition(w/o)							Mech. property
	Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Mn	Al	σ _{ut} (MPa)
	12.7	1.1	0.9	1.57	0.8	0.1	Rem.	275-

Table 2 Specifications of various fibers

Material	Density (g/cm ³)	Diameter (μm)	Length (μm)	Tensile strength (GPa)	Young's modulus(GPa)
Al ₂ O ₃ (Saffil)	3.30	3.00	150	2.01	310
SiC _w (Tokaiwhisker)	3.20	0.45	9	5.0	450
C _{Pitch} (Kureha)	1.85	16.00	144	1.8	276
C _{PAN} (Toray)	1.90	9.08	119	2.0	290

(SEM)으로 예비성형체 내의 탄소의 배열상태와 보강재간의 결합상태를 관찰하였으며, 금속복합재료는 광학현미경을 이용하여 보강재의 분포상태를 확인하였다.

이렇게 준비된 복합재료의 모든 시험편은 T6열처리하였다.^(23,24)

2.3 기본물성 및 마멸실험

물성평가를 위해서 재료의 인장 및 경도시험을 이용하였다. 시편은 가압방향에 수직인 방향으로 채취하였다. 인장시험편은 ASTM 규격 B557의 환봉형시험편을 사용하였다. 사용된 인장시험기는 만능시험기(UTM, SHIMADZU Co.)로 0.5 mm/min의 변위제어로 각 재료마다 3회의 시험을 수행하였다.

마멸시험은 스핀들형(spindle type)(Riken-Ogoshi Co.)의 마멸시험기를 사용하였다. 시험편의 크기는 50×30×5(mm³)이고, 상대재료는 SCM4를 사용하였다. 시험전 시험편과 상대재의 표면은 사포 800번으로 각각 균일하게 연마하여 표면조도를 일정하게 하였다. 그리고 마멸량은 10⁻⁵ g까지 측정이 가능한 전자저울을 사용하여 마멸전과 마멸후의 질량을 비교하여 측정하였다.

마멸실험에 영향을 주는 변수들로는 최종마멸하중, 마멸거리, 상대마멸속도, 분위기 온도 등과 같은 것들이 있는데, 본 연구에서는 상온의 건식 마멸시험을 수행하였으며 마멸실험조건은 최종마멸하중을 12.6 kg_f로, 마멸거리를 100 m로 고정시킨 상태에서 상대마멸속도를 0.082, 0.94, 1.97, 3.62 (m/s)로 각각 변화시켜 가면서 마멸량의 변화를 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 금속복합재료의 제조

금속복합재료의 제조는 진공압출법을 사용하여 높이 방향의 보강재 분포를 균일하게 한 예비성형체를 이용하여 가압용침공정을 거쳐 제조된다. 가압용침법은 낮은 비용으로 재료의 제조가 가능하고, 양호한 기계적 성질을 얻을 수 있으며, 대량생산에 적합하기 때문에 각광을 받고 있는 주조법이다. 특히 가압용침법은 금속복합재료의 제조시 빠른 시간내에 고용화(solidification)시킬 수 있어 고온에서 탄소와 알루미늄합금의 반응으로 형성되

는 계면석출물의 발생을 억제할 수 있는 역할을 하므로 탄소혼합 금속복합재료의 제조시 양호한 기계적 성질을 얻을 수 있다.

시편준비를 위해 재료의 T6열처리는 AC8A 알루미늄합금의 경우 510°C에서 4시간동안 용체화처

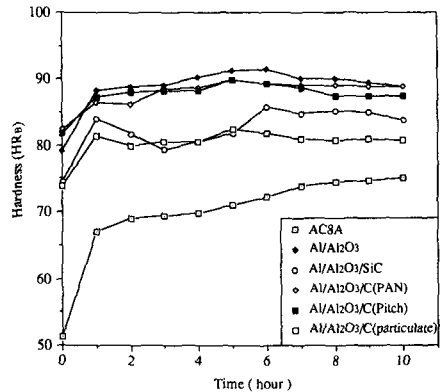
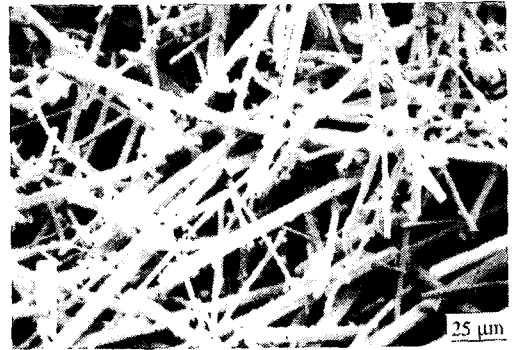
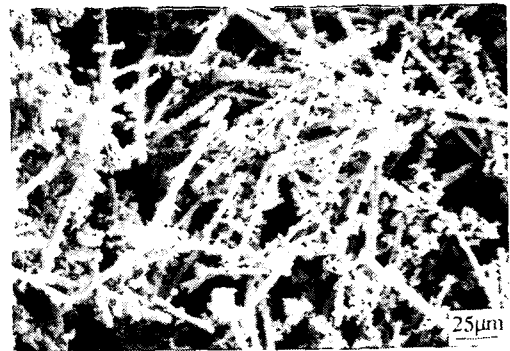


Fig. 1. Effect of reinforcements on aging conditions in Al alloy and various composites:aging temperature ; 170°C



(a) Al₂O₃/C_{PAN}



(b) Al₂O₃/C_{particulate}

Fig. 2 SEM photographs of preforms

리후 170°C에서 10시간동안 시효처리하게 된다.⁽²⁰⁾ 그러나 금속복합재료의 경우 용체화처리 시간은 같으나 시효처리는 재료에 따라 최고 경도값을 나타내는 시간으로 결정했다. 이는 금속복합재료의 경우 보강재와 기지금속의 열팽창계수의 차이로 인해 보강섬유 주위에 전위밀도 증가에 따라 금속복합재료의 석출경화 속도가 빨라지는데 기인한다.⁽²³⁾

Fig. 1은 170°C에서 시효처리시간에 따른 각 재료의 경도값을 나타낸 것으로 Al/Al₂O₃와 Al/Al₂O₃

/SiC는 6시간일 때, 그리고 Al/Al₂O₃/C는 5시간에서 가장 높은 경도 값을 보였다. 이는 탄소의 경우 열팽창계수가 Al₂O₃나 SiC_w보다 작기 때문에 발생한 결과이다.

Fig. 2는 예비성형체의 제조상태를 주사전자현미경(SEM)을 통해서 관찰한 것이다. 전체적인 보강재의 결합상태나 혼합 보강재의 분포상태도 균일한 것으로 나타나고 있다. 그러나 탄소입자를 사용했을 때에는 탄소의 존재형태가 알루미늄나 단섬유 주

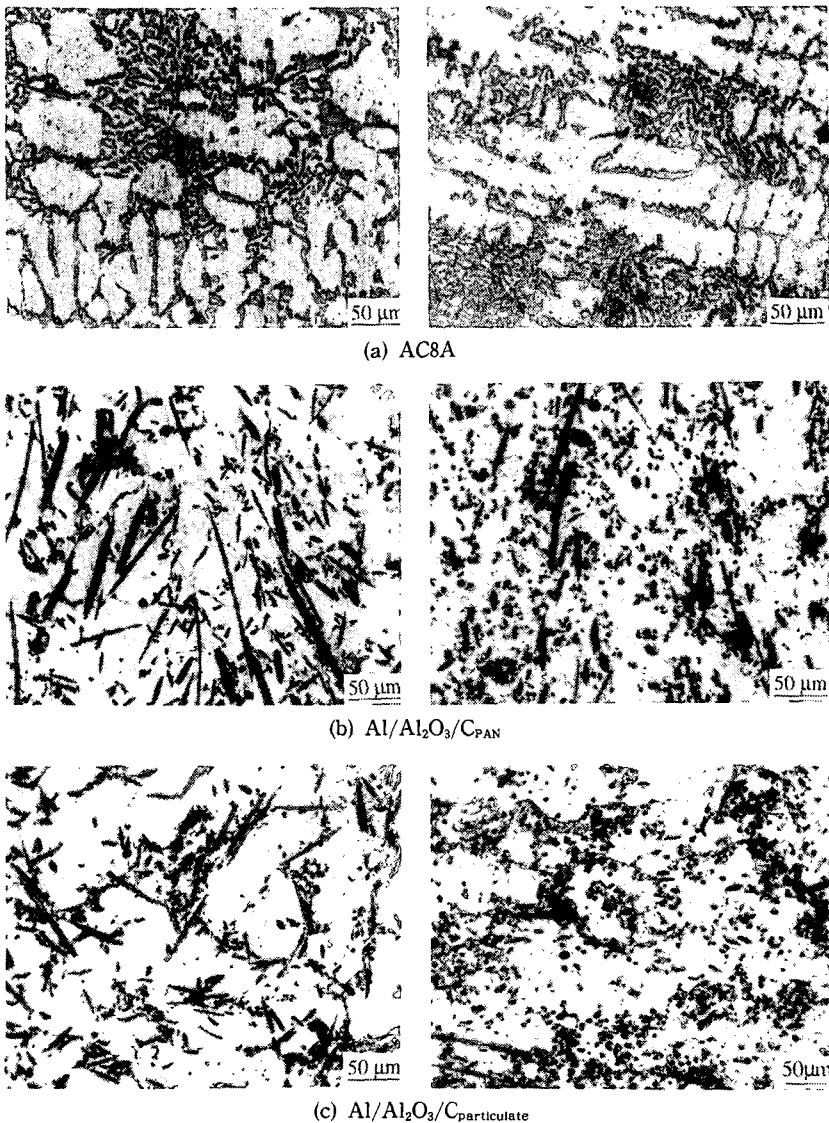


Fig. 3 Microstructures of Al alloy and carbon hybrid composite fabricated by squeeze infiltration method showing perpendicular(left) and parallel(right) th pressure direction

위에 집중되어 분포하는 것을 볼 수 있다. 이것은 결국 기지재와 알루미늄이나 단섬유의 결합을 저해하는 역할을 하여 혼합 금속복합재료의 기계적 물성을 저하시키는 결과를 초래하였다.

Fig. 3은 혼합 금속복합재료의 제조상태를 광학 현미경으로 관찰한 것이다. 거시적 제조상태 즉, 알루미늄이나 보강재와 탄소의 배열상태는 균일한 것으로 나타나고 있다. 그러나 예비성형체의 제조 상태처럼 탄소 particulate를 사용했을 때에는 알루미늄이나 단섬유 주위에 탄소입자가 밀집하기 때문에 전반적으로 보강재의 배열상태가 고르지 못한 것을 볼 수 있다.

3.2 기계적 물성

Fig. 4는 금속복합재료의 인장실험결과를 나타낸 것이다. 금속복합재료는 알루미늄 기지재보다 항복 응력 및 인장강도가 증가한 것을 확인할 수 있다. 알루미늄만을 보강재로 사용한 금속복합재료가 탄화규소(SiC_w)와 탄소(C) 단섬유를 알루미늄(Al₂O₃)와 혼합하여 사용했을때 보다 인장강도와 항복강도가 더 높은 것을 알 수 있다. 이것은 탄소성분이 알루미늄성분과 결합할 때 석출물로 생성되는 취성인 알루미늄 카바이드(Al₄C₃)의 영향인 것으로 알려져 있다.^(25,26) Al/Al₂O₃/SiC 복합재료는 Al/Al₂O₃/C복합재료에 비해 항복강도와 인장강도가 더 높은 것을 알 수 있다. 이것은 SiC_w의 기본물성이 탄소보다 우수한 것과 특히, SiC_w는 탄소와는 달리 복합재료의 조직을 미세화시켜 재료의 전위(dislocation)를 방해하기 때문이다.

다음은 Fig. 4의 같은 그림에서 인장실험시 최종 파단변형률(fractured strain)을 측정된 것으로 변형율은 금속복합재료 중 Al/Al₂O₃/C 복합재료에서 가장 크게 나타난다. 특히 탄소섬유의 종류에 따른 변형률의 비교에서는 PAN계의 탄소섬유가 Pitch계를 사용했을 때 보다 더 좋은 연성을 나타낸 반면에, 인장강도는 Pitch계가 PAN계보다 더 큰 결과를 보였다. 또한 Pitch계 탄소입자를 알루미늄 보강재와 혼합한 경우는 조직사진에 나타난 바와 같이 탄소입자가 알루미늄 단섬유 주위에 붙어서 존재하기 때문에 기지재와의 결합력을 저해시켜 결국 인장강도가 저하되는 것으로 밝혀졌다.

이미 언급한 바와 같이 탄소와 알루미늄은 젖음성이 떨어지고, 계면에서의 불순물 생성에 의해서 재료의 인장강도가 떨어지는 것으로 밝혀져,⁽¹³⁾ 보

강재로 사용되는 탄소섬유의 표면에 코팅하는 방법이 행해지고 있다. 그러나 표면코팅법은 가격의 상승요인으로 작용되어 실용적인 면에서 상당한 단점을 가지고 있어, 최근에는 탄소와 알루미늄과의 젖음성을 강제 향상시키려는 노력의 일환으로 가압용 침법이 많이 사용되고 있다.

3.3 마멸거동

금속복합재료의 마멸특성실험은 알루미늄 단섬유 보강재의 파괴분율과 혼합 단섬유의 종류에 따라 구분하여 수행한 후 각각 비교평가 하였다.

Fig. 5는 기지재인 AC8A 알루미늄합금과 경질의 보강재인 알루미늄(Al₂O₃) 단섬유만을 사용한 Al/Al₂O₃ 복합재료의 마멸특성을 상대마멸속도의 변화에 따라 상호 비교한 것이다. 우선 기지재의 마멸특성은 Al/Al₂O₃ 복합재료와는 현저히 다른 경향

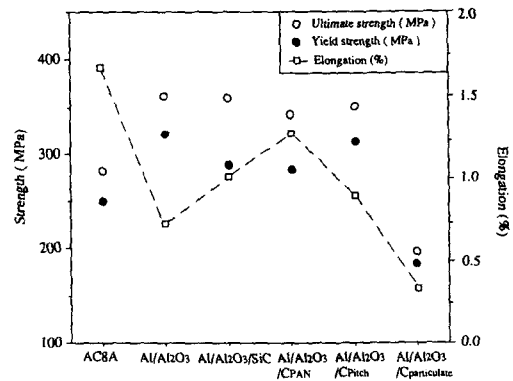


Fig. 4 Comparisons of mechanical properties of Al alloy and various composites(15 vol. %)

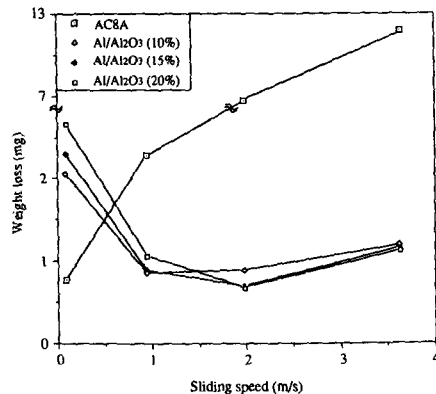


Fig. 5 Effect of sliding speeds on wear behavior of Al/Al₂O₃ composites : final load ; 12.6 Kg_f, sliding distance ; 100 m, counter material ; SCM4

을 볼 수 있다. 이것은 기지재의 경우 온도발생이 적은 저속구간에는 연삭마멸이 주 마멸기구로 나타나고, 속도가 증가하면서 접촉면에서의 온도상승으로 인해 응착마멸의 영향이 두드러지고, 3 m/s 이상의 고속구간에서는 재료의 밀림현상에 의해서 마멸량이 급증하는 것을 볼 수 있다.

Al/Al₂O₃ 복합재료의 마멸거동은 전체 속도구간에서 중속을 변곡점으로 하여 U자 형태의 거동을 보인다. 그림과 같이 저속구간인 0.082 m/s에서는 기지재의 마멸량보다 더 많이 발생하는 것을 볼 수 있는데, 이것은 보강재로 사용된 경질의 마멸입자가 표면에서 연삭작용을 배가시키기 때문인 것으로 생각된다. 그리고 속도가 증가하면서 중속인 1.98 m/s에서는 경질의 마멸입자가 기지재에 박히는 현상이 발생해 마멸량이 감소하다가 고속인 3.62 m/s에서는 마멸면의 온도상승으로 인해 재료의 밀림현상이 동반되어 마멸량을 다시 증가시키나, 그 증가량은 크지 않음을 알 수 있다. 이것은 알루미늄이나 보강재가 재료의 연삭, 응착 및 밀림현상과 같은 마멸발생을 방해하는 역할을 하기 때문이다.

한편, Al/Al₂O₃ 복합재료의 부피분율에 따른 변화를 살펴보면 속도가 1 m/s 이하의 속도에서는 보강재의 양이 적은 것이 더 좋은 마멸특성을 나타냈고, 속도가 점차 증가해서 1 m/s 이상의 마멸속도에서는 보강재의 양이 많은 것이 더 좋은 마멸특성을 나타냈다. 이것은 저속에서는 주로 연삭마멸이 발생하게 되는데 경질의 보강재 마멸입자가 연삭입자로 작용하기 때문에 보강재의 양이 많은 복합재료가 더 많은 마멸량을 나타낸다. 또한 속도가 증가하면서 접촉면의 온도가 상승해 보강재의 마멸입자가 마멸면에 박히는 현상이 발생한다. 이러한 구간에서는 보강재가 마멸발생을 저해하는 역할을 하기 때문에 상대적으로 보강재의 양이 많은 것이 더 적은 마멸량을 나타낸다. 밀림현상에 있어서도 보강재의 양이 많아지면 재료의 밀림현상에 대한 저항성이 증가하게 된다.

그러나 상대마멸속도가 증가하면서 고속인 3.62 m/s에서는 부피분율의 변화에 의한 영향은 크지 않은 것으로 나타났다.

Fig. 6은 Al/Al₂O₃(15%) 복합재료와 SiC_w, 탄소섬유를 혼합한 Al/Al₂O₃/SiC, Al/Al₂O₃/C 혼합 복합재료에 대해서 속도변화에 따라 마멸거동을 종합적으로 나타낸 것이다.

혼합 금속복합재료의 마멸특성도 Fig. 5에서 설

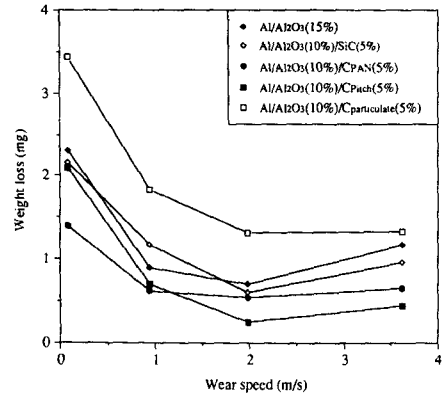


Fig. 6 Effect of sliding speeds on wear behavior of various composites: final load; 12.6 Kg_r, sliding speed; 100 m, counter material; SCM4

명한 바와 같이 전체 속도구간에서의 U자 양상은 비슷하게 나타난다. 보강재의 종류에 따라 Al/Al₂O₃, Al/Al₂O₃/SiC, Al/Al₂O₃/C 복합재료의 마멸특성을 보면 탄소를 혼합한 Al/Al₂O₃/C 복합재료가 가장 좋은 것으로 나타나고 있다. 이것은 탄소의 고체윤활효과에 의한 결과로 마멸면에서 탄소의 마멸부스러기가 상대재와 금속복합재료의 직접적인 접촉을 막아주어 연삭과 응착마멸의 발생을 억제할 뿐 아니라, 온도발생이 높은 고속영역에서 상대재와 복합재료의 경계면에서 발생하는 마찰력을 줄여 줌으로써 결과적으로 마멸량을 감소시키는 역할을 하기 때문이다. 또한 상대마멸속도가 중속에 고속까지의 구간에서 Al/Al₂O₃/C 복합재료의 마멸거동은 거의 일정한 것을 알 수 있다.

한편 Al/Al₂O₃/CPAN과 Al/Al₂O₃/CPitch는 Al/Al₂O₃복합재료에 비해 내마멸성이 상대속도에 관계없이 향상된 반면에, Al/Al₂O₃/Cparticulate 복합재료는 제조사진에서 관찰한 것처럼 탄소가 알루미늄이나 단섬유에 붙어서 존재하기 때문에 기지재와 단섬유의 결합을 저해하여 내마멸성을 떨어뜨리는 것으로 나타났다.

PAN계의 탄소섬유를 혼합한 Al/Al₂O₃/CPAN 복합재료는 속도가 1 m/s 이하에서 상대적으로 강도가 떨어지는 Pitch계를 혼합한 Al/Al₂O₃/CPitch 복합재료에 비해서 내마멸성이 좋은 것으로 나타나고 있다. 그리고 Al/Al₂O₃과 Al/Al₂O₃/SiC 복합재료에 비해 전체속도 구간에서 마멸량의 큰 변화없이 안정적인 마멸거동을 보여주고 있다.

Al/Al₂O₃/CPitch 복합재료는 상대마멸속도가 1 m/

s 이하에서는 보강재의 강도가 떨어져 연삭마멸에 저항하는 능력이 떨어지나, 1 m/s 이상의 속도영역에서는 부서지기 쉬운 Pitch계 탄소의 성질에 의해서 마멸면에 넓은 고체윤활층을 형성하는 것으로 나타나고 있다. 이러한 사실로부터 고체윤활효과는 연삭작용에서보다 응착작용이나 밀림현상에서 더 큰 역할을 하는 것을 알 수 있다.

그리고 Al/Al₂O₃과 Al/Al₂O₃/SiC 복합재료의 비교에서는 온도발생이 적은 영역에서는 경질의 마멸 입자 발생이 적은 재료에서 더 좋은 내마멸성을 나

타냈으나, 속도가 증가하면서 접촉면에서의 온도상승으로 인해 Al/Al₂O₃/SiC 복합재료가 Al/Al₂O₃ 복합재료에 비해서 더 좋은 내마멸성을 보였다. 이것은 이미 언급한 바와 같이 SiC_w의 높은 강도와 조직의 미세화작용에 의해서 재료의 밀림현상이 적게 발생한다는 것을 알 수 있다.

Fig. 7은 Al/Al₂O₃과 Al/Al₂O₃/C 복합재료의 마멸면을 미시적으로 확인하기 위해 각 속도에 따라 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. Al/Al₂O₃ 복합재료의 마멸면을 보면, 상대마멸속도가 저속인

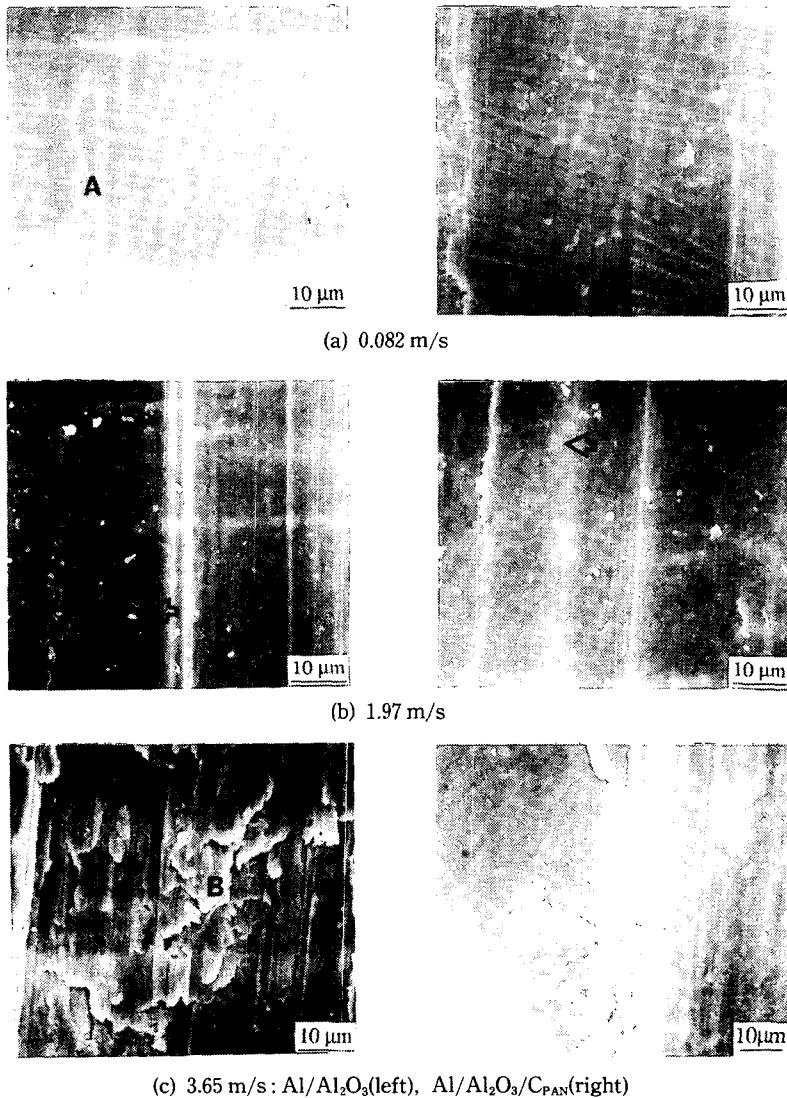


Fig. 7 Wear surfaces of Al/Al₂O₃(15 vol. %) and Al/Al₂O₃-10 vol. %/C-5 vol. % composite with various sliding speeds

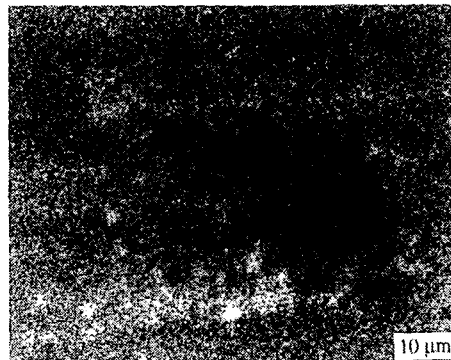
0.082 m/s일 때는 보강재에 의한 연삭마멸현상(A)을 뚜렷하게 볼 수 있다. 그리고 중속인 1.97 m/s에서는 재료에 보강재 마멸입자가 박혀(화살표)있는 현상도 관찰할 수 있다. 또한, 상대마멸 속도가 고속인 3.62 m/s일 때는 물결모양(B)의 밀립현상을 볼 수 있다. 한편, Al/Al₂O₃/C 복합재료의 마멸면 관찰에서도 저속과 중속에서는 Al/Al₂O₃ 복합재료에서 볼 수 있었던 연삭마멸현상이나 재료의 박형 현상(화살표) 등을 볼 수 있으나, 상대마멸속도가

고속인 3.62 m/s에서는 B와 같은 밀립현상은 관찰할 수 없다. 이것은 마멸면에 분포한 고체윤활막에 의해서 상대재와 시편이 응착되어 밀리는 현상이 저지되었기 때문으로 생각된다.

탄소의 고체윤활효과를 관찰하기 위해서 Fig. 8에는 Al/Al₂O₃/C 복합재료의 마멸면에 대해서 EPMA로 탄소의 분포를 조사하였다. 그림에서와 같이 탄소의 분포는 전체적으로 거의 고르게 나타나며, 재료의 밀립현상이나 패임현상이 발생한 곳



(a) SEM photographs



(b) EPMA photographs

Fig. 8 Carbon distribution of Al/Al₂O₃-10 vol. %/C-5 vol. % hybrid composite for sliding speed of 1.97 m/sec

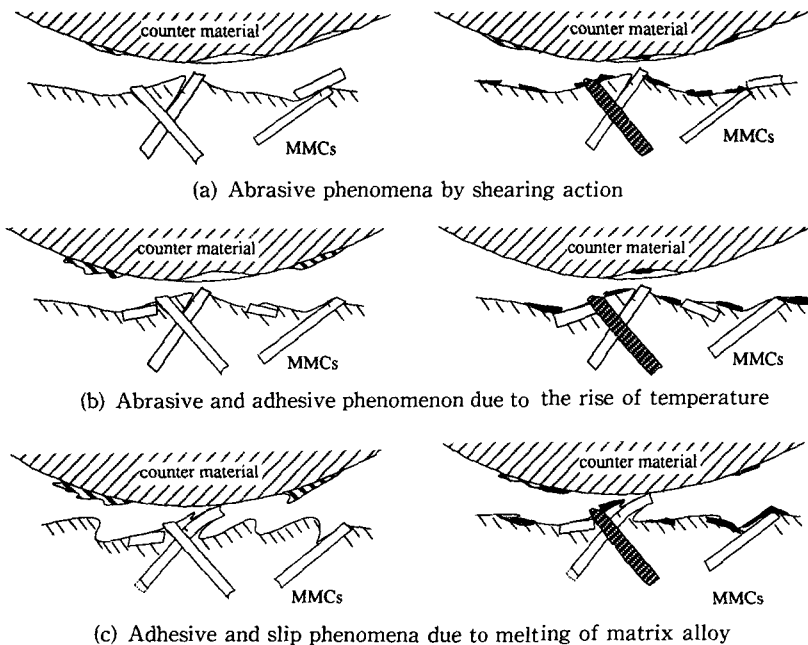


Fig. 9 Wear surface model of Al/Al₂O₃ composite(left) and Al/Al₂O₃/C hybrid composite(right) under various sliding speeds :

에서 더 많은 탄소의 분포형태를 관찰 할 수 있다. 결국 Al/Al₂O₃/C 복합재료는 이와 같이 마멸면에 탄소가 분포하게 되어 중속 이상에서는 고체윤활효과가 더욱 더 두드러지게 되어 내마멸성을 향상시키는 것으로 생각된다.

Fig. 9는 상대속도에 따른 금속복합재료의 마멸현상을 모델화하여 정리한 것이다. Fig. 9의 좌측은 경질의 보강재를 사용한 Al/Al₂O₃ 복합재료의 마멸모델이고, 우측의 모델은 고체윤활제를 사용한 Al/Al₂O₃/C 혼합복합재료의 마멸현상을 나타낸 것이다. Fig. 9(a)는 온도발생이 적은 저속구간에서 발생하는 연삭마멸과 보강재의 미세균열을 나타내고 있으며, Fig. 9(b)는 중속구간에서 접촉면의 온도발생에 의한 보강재의 박형현상과 상대재의 응착마멸현상을 보인 것이다. 끝으로 Fig. 9(c)는 고속구간에서 온도의 상승으로 인해 재료의 밀림현상과 더불어 보강재의 뿔침현상을 나타낸 것이다.

상기 결과를 종합해 보면 마멸에 가장 큰 영향을 미치는 인자는 상대속도의 증가에 따른 접촉면에서의 온도발생으로 나타나고 있다. 그리고 혼합금속 복합재료의 내마멸성을 향상시키기 위해서는 재료가 적절한 기계적 특성, 즉 인장강도, 경도, 연신율 등을 유지한 상태에서 양호한 윤활상태를 이끌어내도록 해야 한다는 것을 알 수 있다.

4. 결 론

본 연구는 Al₂O₃, SiC_w, C 등 여러가지 보강재를 혼합한 AC8A 알루미늄 기지 금속복합재료를 제조하여 기계적 물성평가와, 상온 마멸실험을 통한 마멸특성을 규명한 것으로 그 결과를 요약하면 다음과 같다.

(1) Al/Al₂O₃, Al/Al₂O₃/SiC, Al/Al₂O₃/C 복합재료의 제조상태를 미시적으로 확인한 결과 전반적으로 양호하였으나, Al/Al₂O₃/C_{particulate} 복합재료의 경우 알루미늄 단섬유 주위에 탄소입자가 밀집하여 보강재의 배열상태가 고르지 못하였다.

(2) 항복 및 인장강도는 Al/Al₂O₃, Al/Al₂O₃/SiC, Al/Al₂O₃/C_{pitch}, Al/Al₂O₃/C_{PAN} 순으로 기지재보다 향상되었으나, Al/Al₂O₃/C_{particulate} 복합재료는 현저한 강도를 보여 보강효과가 전혀 나타나지 않았다. 연신율은 강도의 증가에 따라 역으로 저하되었다.

(3) 금속복합재료의 내마멸성은 기지재와 비교할

때 전반적으로 0.94 m/s 이상에서 현저히 향상된 결과를 보였으며, 특히 중속인 1.97 m/s에서 가장 좋은 마멸특성을 나타내었다. 보강재간의 마멸특성 비교에서는 Al/Al₂O₃/C_{PAN} 복합재료가 Al/Al₂O₃와 Al/Al₂O₃/SiC 복합재료에 비해 현저히 향상된 결과를 보였다.

(4) 탄소를 혼합한 금속복합재료만의 내마멸성 비교시, Al/Al₂O₃/C_{PAN} 복합재료의 경우 1 m/s 이하의 속도에서 Al/Al₂O₃/C_{pitch} 복합재료보다 더 양호하였으나, 1 m/s 이상에서는 Al/Al₂O₃/C_{pitch} 복합재료의 내마멸성이 더 좋은 것으로 나타났다. 그러나, 기본물성이 현저히 저하되는 Al/Al₂O₃/C_{particulate} 복합재료는 마멸특성도 역시 저하되었다.

(5) Al/Al₂O₃과 Al/Al₂O₃/C 복합재료의 속도변화에 따른 마멸기구는 각각 저속인 0.082 m/s에서는 연삭마멸, 중속인 1.97 m/s에서는 보강재 마멸입자의 박형 현상이 관찰되었다. 또한, 고속인 3.62 m/s인 경우 Al/Al₂O₃ 복합재료에서는 응착마멸에 의한 밀림현상을 보였으나, Al/Al₂O₃/C 복합재료는 마멸면에 분포한 고체윤활막의 형성으로 인해 응착에 의한 밀림현상은 없었다.

후 기

본 논문은 1993년도 G-7 Project[경량 금속복합재료 개발(II)]의 연구비 지원으로 수행되었으며, 이에 깊이 감사드립니다.

참고문헌

- (1) 한경섭, 황운봉, 송정일, 1991, "한국 복합재료의 현황조사," 한국복합재료학회지, 제4권, 제2호, pp. 79~95.
- (2) Nayeb-Hashemi, H., Blucher, J. T. and Mirageas, J., 1991, "Friction and Wear Behavior of Aluminum-Graphite Composites as a Function of Interface and Fiber Direction," *Wear*, Vol. 150, pp. 21~39.
- (3) Axen, N., Alahelisten, A. and Jacobson, S., 1994, "Abrasive Wear of Alumina Fiber-Reinforced Aluminum," *Wear*, Vol. 173, pp. 95~104.
- (4) Roy, M., Venkataraman, B., Bhanuprasad, V.

- V., Mahajan, Y. R. and Sundararajan, G., 1992, "Effect of Particulate Reinforcement on the Sliding Wear Behavior of Aluminum Matrix Composites," *Metallurgical Transactions A*, Vol. 23A, pp. 2833~2847.
- (5) Long, T. T., Nishimura, T., Aisaka, T., Ose, M. and Morita, M., 1988, "Mechanical Properties and Wear Resistance of 6061 Alloy Reinforced with a Hybrid of Al₂O₃ Fibers and SiC Whiskers," *Transactions of the Japan Institute of Metals*, Vol. 29, No. 11, pp. 920~927.
- (6) Hosking, F. M., Portillo, F. F., Wunderlin, R. and Mehrabian, R., 1982, "Composites of Aluminum Alloys: Fabrication and Wear Behavior," *J. of Materials Science*, Vol. 17, pp. 477~498.
- (7) Park, H. C., 1993, "Wear Behavior of Hybrid Metal Matrix Composite Materials," *J. Script.*, Vol. 27, pp. 465~470.
- (8) Gamulya, G. D., Kopteva, T. A., Lebedeva, I. L. and Sentyurikhina, L. N., 1993, "Effect of Low Temperatures on the Wear Mechanism of Solid Lubricant Coatings in Vacuum," *Wear*, Vol. 160, pp. 351~359.
- (9) Eliezer, Z., Ramage, C. H. and Rylander, H. G., 1978, "High Speed Tribological Properties of Graphite Fiber/Cu-Sn Matrix Composites," *Wear*, Vol. 49, pp. 119~133.
- (10) Alexeyev, N. and Jahanmir, S., 1993, "Mechanics of Friction in Self-Lubricating Composite Materials," *Wear*, Vol. 166, pp. 41~48.
- (11) Saka, N., Szeto, N. K. and Erturk, T., 1992, "Friction and Wear of Fiber-Reinforced Metal-Matrix Composites," *Wear*, Vol. 157, pp. 339~357.
- (12) Giltrow, J. P. and Lancaster, J. K., 1968, "Friction and Wear Properties of Carbon Fiber-Reinforced Metals," *Wear*, Vol. 12, pp. 91~105.
- (13) Gibson, P. R., Clegg, A. J. and Davis, A. A., 1984, "Wear of Cast Al-Si Alloys Containing Graphite," *Wear*, Vol. 95, pp. 193~198.
- (14) Prasad, S. V. and McConnell, B. D., 1991, "Tribology of Aluminum Metal-Matrix Composites: Lubrication by Graphite," *Wear*, Vol. 149, pp. 241~253.
- (15) Das, S., Prasad, S. V., and Ramachandran, T. R., 1991, "Tribology of Al-Si Alloy-Graphite Composites: Triboinduced Graphite Films and the Role of Silicon Morphology," *Materials Science and Engineering*, A138, pp. 123~132.
- (16) Prasad, S. V. and Mecklenburg, K. R., 1993, "Friction Behavior of Ceramic Fiber-Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites Against a 440C Steel Counterface," *Wear*, Vol. 162~164, pp. 47~56.
- (17) Das, S., Prasad, S. V. and Ramachandran, T. R., 1989, "Microstructure and Wear of Cast(Al-Si Alloy)-Graphite Composites," *Wear*, Vol. 133, pp. 173~187.
- (18) Amateau, M. F., 1983, "Tribological Behavior of Carbon Fiber Composites, in J. E. Hack and M. F. Amateau, Mechanical Behavior of Metal-Matrix Composites," *TMS-AIME*, Warrendale, PA, pp. 213~225.
- (19) Kuniya, K., Arakawa, H. and Namekawa, T., 1987, "Reciprocating Sliding Wear Characteristics of Copper-Carbon Fiber Composites," *Trans. Jpn. Inst. Met.*, 28(3), pp. 238~246.
- (20) Data Sheet From JIS H-5202.
- (21) Data Sheet From I. C. I. Co.
- (22) Kruger, G. and Kainer, K. U., 1993, "Characterization of Ceramic Fiber Preforms," *ICCM/9*, Vol. 2, pp. 15~22.
- (23) Lim, T. W., 1990, "Fabrication and Mechanical Behaviour of Aluminum Matrix Composite Materials," Ph. D. Dissertation, State Univ. of New York at Buffalo.
- (24) Lim, T., Kim, Y. H., Lee, C. S. and Han, K. S., 1991, "Mechanical Properties and Fracture Behaviors of Aluminum Matrix Composites," *Proceeding of ICCM/VIII*, pp. 21 C-1-14.
- (25) Pramila Bai, B. N., Ramasesh, B. S. and Surappa, M. K., 1992, "Dry Sliding Wear of A356-Al-SiCp Composites," *Wear*, Vol. 157, pp. 295~304.
- (26) Takadoum, J., Zsiga, Z. and Roques-Carmes, C., 1994, "Wear Mechanism of Silicon Carbide: New Observations," *Wear*, Vol. 174, pp. 239~242.