

## SHS법에 의해 제조된 $Al_2O_3$ -TiC 복합분말과 $Al_2O_3$ 단섬유를 강화재로 사용한 하이브리드 금속기 복합재료의 제조

金東賢 · 孟德永 · 李鍾賢 · 元昌煥

충남대학교 금속공학과 및 금속응고신소재연구소

### Manufacturing of Hybrid Metal Matrix Composites used $Al_2O_3$ Short Fiber and $Al_2O_3$ -TiC Composite Powder Synthesized by SHS Process

Dong Hyun Kim, Duck Young Maeng, Jong Hyeon Lee and Chang Whan Won

Department of Metallurgical Engineering and Rapidly Solidified Materials Research Center,  
Chungnam National University, Taedok Science Town, Taejeon,

(1998년 10월 15일 받음, 1999년 1월 14일 최종수정본 받음)

**초 록** 금속기지 복합물은 구조용 재료로서 매우 우수한 성질을 지니고 있어 광범위하게 연구되어져 왔다.  $Al_2O_3$ 와 SiC는 그들의 우수한 기계적 특성 때문에 일반적인 보강재로서 사용되어져 왔다. 그러나 이들 세라믹 보강재는 비싼 제조 비용 때문에 특별한 목적을 위해서만 한정되어 사용되어져 왔다.

본 연구에서는 우리는 Al 합금기지 복합물에서 SHS법에 의해 합성된  $Al_2O_3$ -SiC 분말의 보강재로서의 응용 가능성을 살펴보았다. 또한  $Al_2O_3$  단섬유를 Al기지 하이브리드 복합물에 적용하기 위하여 합성된 분말과 함께 첨가하였다. 25vol% 강화재의 복합물을 제조하기 위하여 용탕단조법을 사용하였다. 미세구조와 결정구조는 SEM, OM 그리고 XRD로 관찰하였고 압축시험과 마모시험으로 기계적인 성질들을 조사하였다.

**Abstract** Metal matrix composites have been extensively studied because of their excellent characteristics for structural application.  $Al_2O_3$  and SiC have been used as a common reinforcement owing to their good mechanical properties. However the manufacturing cost of these ceramic reinforcement is expensive, so the use of the composites has been restricted to special purposes.

In this study, we tested the application possibility as a reinforcement of  $Al_2O_3$ -TiC powder synthesized by SHS(Self-propagating High-temperature Synthesis) process to Al alloy matrix composite. Also,  $Al_2O_3$  short fibers were added with the synthesized powders in order to apply to the Al matrix hybrid composites. Squeeze infiltration casting process was used to make the composite with 25vol% of reinforcement. Microstructure and crystal structure were examined by SEM, OM and XRD, also the mechanical properties were studied by the compressive test and wear test.

### 1. 서 론

자동차, 항공기 및 각종 기계부품들은 경량이면서 기계적 특성이 우수한 복합재료로 대체되는 경향이 있다. 이러한 추세에 맞춰 복합재료에 대한 연구는 끊임없이 진행되어 왔고 앞으로도 계속될 것이다. 특히 세라믹 강화재를 사용한 금속기지 복합재료에 대한 연구가 활발히 진행되어 왔는데  $Al_2O_3$ 와 SiC가 강화재로서 주로 사용되어 왔다.  $Al_2O_3$ 와 SiC 강화재의 경우 그 특성이 우수하기는 하지만 강화재 제조에 있어 그 비용이 높아 최종제품의 단가가 올라가는 단점이 있었다. 따라서 기존의 강화재에 비해 그 특성이 떨어지지 않으면서 경제적으로 제조가 가능한 세라믹 소재를 제조할 필요성이 있다.

SHS (Self-propagating High-temperature Synthesis) Process를 이용하여 합성할 수 있는 물질은 탄화물, 분화물, 질화물, 규화물, 금속간화합물, 복합물 등 수백 여종이 넘는 것으로 알려져 있다. SHS Process의 경우 제조 공정

이 단순하고 저가의 원료 물질을 사용하므로써 경제적으로 생산물을 얻을 수 있고 또한 공정 자체가 발열반응을 이용하므로 고순도의 물질을 얻을 수 있는 이점이 있는 공법이다.  $Al_2O_3$ -TiC 복합물은 주로 절삭 공구용으로 사용되는 소재로서 이 공정을 통하여 합성할 수 있는 수 많은 화합물 중의 하나이다.  $Al_2O_3$ -TiC계에 대해서는 이미 많은 연구가 되어 있는 상태이지만, 그러나 이들 대부분은 주로  $Al_2O_3$ -TiC 제조<sup>1,2)</sup>에 관한 것이 지배적이었고, Sheng<sup>3)</sup> 외의 많은 연구자들은<sup>3-6)</sup> 주로  $Al_2O_3$ -TiC 복합분말의 소결 특성 및 세라믹 복합재료로의 응용에 관한 연구가 주종을 이루고 있다. SHS Process를 사용하여 세라믹 복합재료를 제조하는 것은 최근 활발히 연구가 되고 있지만 금속기지 복합재료의 개발에 관해서는 제조 공정에 있어서 제어의 어려움 때문에 그 실적은 아직 미비한 수준에 머무르고 있는 형편이며, 또한 이 공정을 이용하여 제조한 세라믹을 강화재로 사용하여 금속기지 복합재료를 제조한 경우도 거의 찾아보기가 힘들었다. 따라서 본 연구에서는 SHS Process를 사용하여 제

조한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC 복합물을 입자화 한 후, 이를 세라믹 강화재로 사용하여 금속기지 복합재료를 제조하고 그 미세구조와 기계적 특성을 분석함으로써 실용가치를 알아보고자 한다. 본 실험에 사용된 복합재료는 세라믹으로 이루어진 다공질의 예비성형체 내로 용융금속이 침투될 수 있도록 압력을 가하여 침투 응고시키는 방법인 용탕단조법을 이용하여 제조하였다. 단 지금까지 알려진 예비성형체 제조 방법으로는 입자만으로 예비성형체를 제조할 수 없었으므로 상용 알루미늄 단섬유를 첨가하여 강화재의 전체 부피비가 약 25% (10vol% (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC)<sub>p</sub>+15vol%Al<sub>2</sub>O<sub>3sf</sub>)가 되도록 예비성형체를 제조하였다.

2. 실험 방법

2-1. 원료

본 실험에 사용된 기지금속은 내열성 및 내마모성이 우수하고 열팽창계수가 작은 Al-Si계 합금인 AC8A를 사용하였으며 이 합금의 조성을 Table. 1에 나타내었다. 강화재로 사용한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC는 SHS법을 이용하여 제조하였다. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC의 제조공정에 관한 모식도를 Fig. 1에 나타내었다.<sup>8)</sup> 이에 사용된 원료로는 TiO<sub>2</sub>, Al 및 C이며 이들을 3 : 4 : 3의 비율로 칭량한 후 불밀을 이용하여 고르게 혼합하고, 이를 약 200kg/cm<sup>2</sup>의 압력으로 일방향 압축 성형하고 이 성형펠렛을 SHS반응기 내에서 아르곤 분위기를 조성한 후 점화시켜 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC복합물을 제조하였고, 이를 다시 평균 입자 크기가 약 10 $\mu$ m 정도가 되도록 분쇄하여 세라믹 강화재의 하나로 사용하였다. 이 방법으로 제조한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC의 중량비는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : TiC = 53.2 : 46.8wt%였고, 이의 순도 및 회절 패턴을 Table. 2와 Fig. 2에 나타내었다. 예비성형체의 제조를 용이하게 하기 위하여 보강재로 상용 Saffil  $\delta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>를 첨가하여 사용하였다.

2-2. 예비성형체 제조 및 용탕단조 공정

부피비가 각각 10% 및 15%가 되도록 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC 분말과 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 단섬유를 칭량하여 무기바인더 (colloidal Silica, 5%)를 첨가하고 용매와 함께 골고루 섞고 진공흡입장치를 사용하여 용매 성분을 제거하였다. 예비성형체의 건조시 급격한 온도 변화에 의한 예비성형체의 변형을 최소화 하기 위하여 이를 상온 (25 $^{\circ}$ C)과 고온 (100 $^{\circ}$ C)에서 각각 장시간 건조시키고 하소과정 (1200 $^{\circ}$ C)을 거쳐 예비성형체를 제조하였다.<sup>9)</sup>

위의 과정을 통하여 만들어진 예비성형체는 약 400 $^{\circ}$ C로 예열하여 역시 400 $^{\circ}$ C로 예열된 금형내에 위치 시키고 용탕을 가압 침투시켰다. 이때 용탕의 주입온도는 약 700 $\pm$ 10

$^{\circ}$ C로 하였으며 제조가압력은 75MPa로 유지하였다. 그리고 펀치의 이동속도는 1.6cm/sec였으며 가압유지시간은 20초로 고정하였다. 용탕단조 공정의 개략도를 Fig. 2에 나타내었다.

2-3. 시험분석방법

본 실험에서 사용한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC의 형태 및 크기를 SEM을 사용하여 살펴보았으며, 강화재와 기지합금과의 경도는 Micro vickers경도계를 사용하여 측정하였다. 재료의 거시적 경도는 Rockwell (B scale 하중 100kg) 경도계로 측정하여 비교하였다.

또한 복합재료 제조시의 용탕단조 조건과 동일한 조건하에서 기지합금을 가압 응고시켜 그 기계적 특성을 복합재료

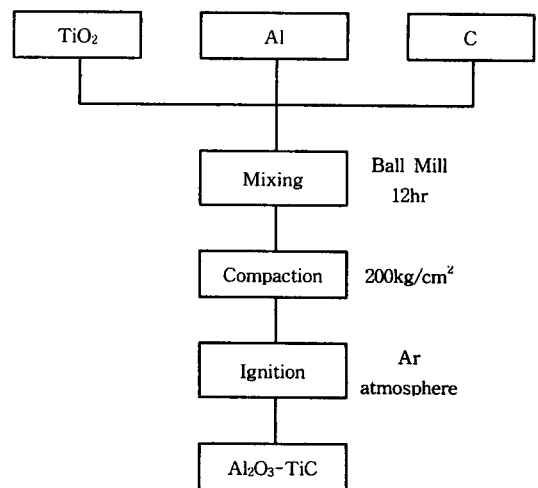


Fig. 1. Flow chart of experimental procedure of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC synthesis.

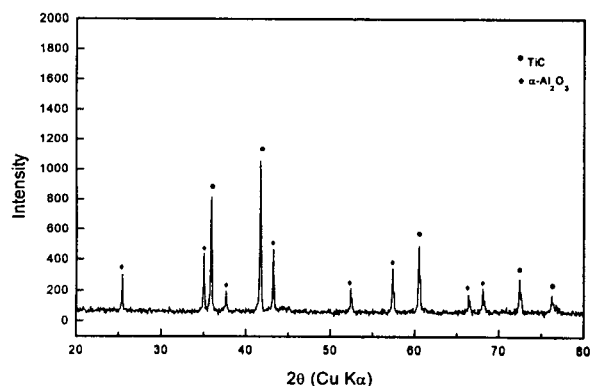


Fig. 2. X-Ray diffraction pattern of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC synthesized by SHS process.

Table. 1. The chemical composition of the AC8A alloy.

Element	Si	Mg	Cu	Ni	Fe	Al
Wt%	12	1.1	1.2	1.4	0.2	bal

Table. 2. Impurities of the synthesized Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC.

Composition (wt%)	SiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	K <sub>2</sub> O	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
	0.042	0.036	0.004	0.001	0.001	0.001

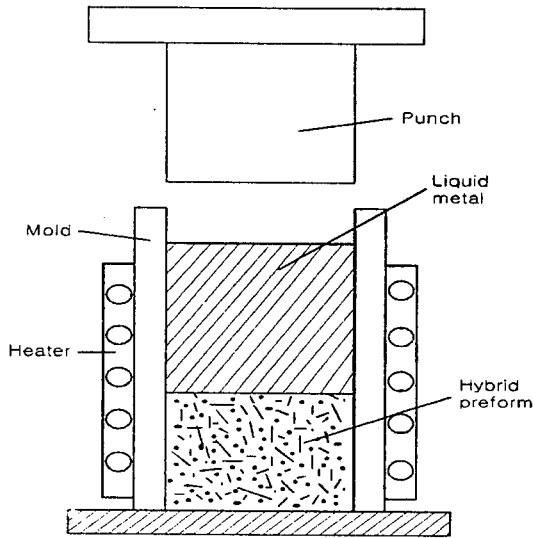


Fig. 3. Schematic diagram of squeeze casting process.

와 비교하였다. 재료들의 미세조직을 관찰하기 위하여 약 5%의  $HNO_3$  용액으로 부식시킨 후 광학현미경을 통하여 미세조직을 살펴 보았고, 동일한 하중과 동일한 활주거리에서 활주 속도를 다양하게 변화시켜 가면서 각 재료들의 마모손실량을 측정하였다. 이 실험에 사용된 마모시험기는 전식마모시험기(TOKYO OAT-U)를 사용하였고, 상대재로는 SM45C를 사용하였다. 마모조건은 접촉하중 6.3kg, 활주거리를 100m로 고정하고 활주속도를 0.52에서 3.67m/s까지 변화시켜 가면서 마모량을 측정하였다. 또한 각 재료의 압축강도를 측정하기 위하여 지름 5mm, 높이 5mm의 압축시편을 제작하여 strain rate :  $1 \times 10^{-3}$ /sec, cross head speed : 0.3mm/mm, total strain : 40%의 조건에서 압축실험을 실시하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3-1. 미세구조

Fig. 4은 SHS법으로 합성한  $Al_2O_3$ -TiC 복합물의 형상을 나타낸 것이고, 합성된  $Al_2O_3$ -TiC의 중량비는  $Al_2O_3$  : TiC = 53.2 : 46.8wt%를 나타내었다. 이의 순도는 Table. 2와 같이 99.9%의 고순도였다.  $Al_2O_3$ 계 절삭공구의 경우 일반적으로 TiC를 첨가함에 의해 경도, 강도, 파괴인성, 내열충격성 등 대부분의 기계적 특성이 월등히 향상되는데 이러한 효과들은 금속기 복합재료의 강화제로 사용하였을 때에도 기대할 수 있다. 입자강화 복합재료의 경우 분말의 입형은 재료의 기계적 성질에 큰 영향을 미치는데 Song 등<sup>10)</sup>의 보고에 의하면 각형의 입자를 사용할 경우 모서리 부분에서 기공이 우선적으로 발생하여 구형의 세라믹 입자로 강화된 복합재료에 비해 약 10%의 인장강도 감소와 20% 내외의 연신율의 저하를 실험과 계산으로 검증하였다. 특히 SHS법에 의해 제조된 세라믹 분말의 경우 2000°C 이상의 순간적인 반응열로 인하여 반응물이 단시간에 용융후 응고되므로 생성물이 Fig. 4와 같이 구형으로 얻어지고 분쇄후에도 입형을 유지하고 있어 우수한 기계적 특

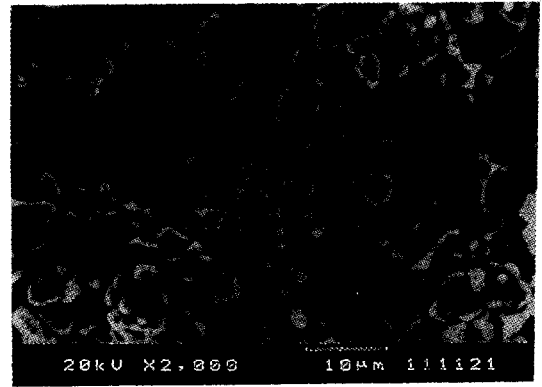


Fig. 4. SEM photograph of synthesized  $Al_2O_3$ -TiC.

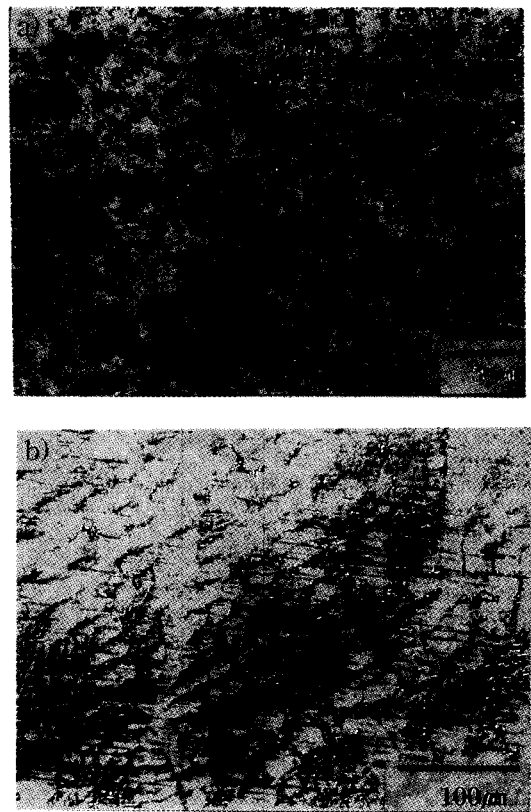


Fig. 5. Optical microstructures of squeeze casted AC8A alloy and composite; (a) 10vol%( $Al_2O_3$ -TiC)<sub>p</sub>+15vol% $Al_2O_3$ sf/AC8A composite (b) Squeeze casted AC8A alloy

성을 보일 것으로 예측된다.

Fig. 5(a)와 (b)는 용탕단조법으로 제조한 하이브리드 복합재료와 동일한 조건에서 가압 응고시킨 지지합금의 조직을 나타낸 사진이다. 용탕단조법을 이용한 복합재료의 제조에 있어서 그 제조 변수들은 재료의 기계적인 특성에 큰 영향을 미친다. 특히 용탕의 주입온도, 프리폼의 예열온도, 금형의 예열온도, 펀치의 가압력 등은 재료의 기계적 특성을 좌우하는 결정적인 요소들로서 C.S.Lim과 A.J.Clegg<sup>11)</sup> 이들의 연구논문에서 예비성형체의 예열온도가 400°C까지 증가하는 동안 최대인장강도가 점차로 증가되는 것을 예시하였다. 또한 Kang 등<sup>12)</sup>은 용탕단조 공정중 예비성

형체의 변형에 관해 연구에서 바인더의 과도한 사용은 복합재료의 최대 인장강도를 저하시키고, 예비성형체의 예열온도가 400℃에서 700℃로 증가하는 동안 최대 인장강도가 점차로 감소하는 것을 보여줌으로서 너무 높은 예비성형체 예열온도 또한 복합재료의 최대 인장강도를 떨어뜨린다고 보고하였다.

따라서 본 실험에서는 예비성형체와 금형의 예열온도를 400℃, 용탕의 주입온도를 700±10℃, 가압력을 약 75MPa, 펀치의 이동속도 1.6cm/sec, 가압유지시간을 20초로 하고 용탕단조를 실시하였다. Fig. 5(a)에서 보여주는 것과 같이 전반적으로 침투가 잘 이루어 졌고 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC분말의 경우 구형의 입자들이 잘 분산되어 있음을 확인할 수 있었다. Fig. 5(b)는 동일한 조건에서 용탕 단조한 AC8A 기지합금의 α-Al 수지상 조직과 Al-Si의 공정조직이 혼합된 전형적인 아공정 Al합금의 미세조직을 나타내고 있다. K.Shiozawa 등<sup>13)</sup>의 보고에 의하면 AC8A 합금의 수지상 간격은 중력 금형 주조시 27.7μm였는데, 본 실험에서 용탕 단조한 기지합금의 수지상 가지의 간격은 약 19.7μm로 약 29% 정도가 감소하였다. 이는 가압에 의해 용탕과 금형사이의 열 수축 틈이 감소되고 열전달 계수가 증가하여 빠른 응고속도를 나타냈기 때문이며, 일반적으로 수지상 가지의 간격은 응고속도에 의해 좌우되는데 다음과 같은 식으로 표현된다.<sup>11,14,15)</sup>

$$d = at_r^n = KR^{-n}$$

여기서 d는 평균 수지상가지의 간격(μm) 이고 t<sub>f</sub>은 응고

시간(sec), R은 응고속도, K는 상수이다. 상대적으로 좁은 수지상 가지의 간격은 바로 빠른 응고속도를 의미하는데, 응고속도의 증가는 수지상 세포의 크기와 수지상가지의 간격의 감소를 초래하고, 이는 전위의 이동을 방해하는 더 많은 수지상 장벽을 형성시켜 주조품에 있어서 강도와 경도의 향상에 기여한다. 또한 Fig. 5(a)에서는 Fig. 5(b)에서 잘 보여지는 수지상 가지가 보이지 않는데 이는 용탕 가압 효과에 의한 조직의 미세화와 함께 강화재들이 불균일 핵생성 영역을 제공하여 조직이 더욱 미세해 졌기 때문이다. 이는 재료의 경도 및 내마모 성질의 향상에 기여할 것으로 생각된다.

3-2. 기계적 특성

Fig. 6와 Table. 3은 micro vickers 경도를 측정한 위치와 경도(Hv) 및 Rockwell경도(HRb)를 나타낸 것이다. 먼저 복합재료의 경도값은 복합재의 강화재 부분을 피한 기지부분과 강화재 입자부분으로 나누어 측정하였으며 용탕 단조한 AC8A 합금의 경도값과 비교하였다. 그리고 로크웰 경도기를 이용하여 기지합금과 복합재료간의 경도를 비교하였다. Fig. 6에서 복합재료의 기지부분(a)은 monolithic AC8A 기지보다 큰 경도값을 보였는데 이는 위에서 언급한 바와 같이 복합재료의 기지조직이 용탕 단조한 기지합금보다 더욱 미세화 되었기 때문에 경도가 증가한 것으로 사료된다. 그리고 로크웰 경도 측정치의 경우 용탕 단조한 복합재료는 기지합금에 비해 그 값이 현저히 증가하였는데 Fig. 6의 (b)부분의 값이 나타내고 있는 바와 같이 기지부분에 비해 상대적으로 월등히 높은 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC 복합분말의 상대적인 경도값에 의한 것으로 생각된다.

Table. 3. Micro vickers hardness and rockwell hardness of squeeze casted AC8A alloy and 10%(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC)p+ 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>sf /AC8A composite.

	Squeeze casted AC8A alloy	10%(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -TiC)p+ 15%Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> sf /AC8A Composite	
		Matrix(a)	Reinforcement(b)
Micro Vickers Hardness (Hv)	118	171	584
Rockwell Hardness(HRb)	49.6	86.1	

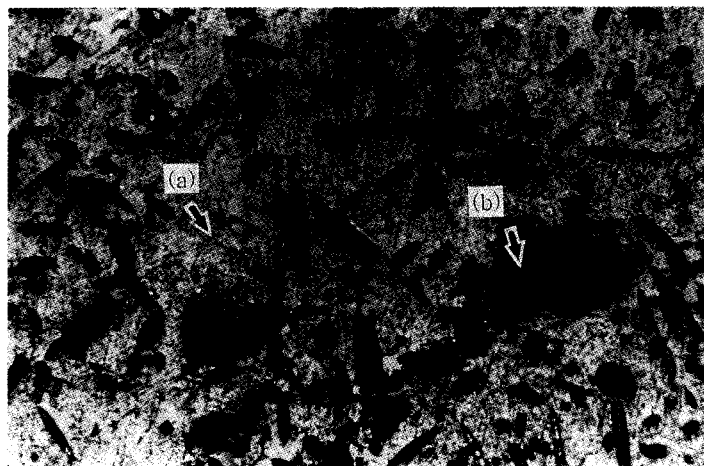


Fig. 6. Micro vickers hardness tested zone of matrix and reinforcement of composites.

Table 4. Mechanical properties of 10vol%( $Al_2O_3$ -TiC)p+ 15vol% $Al_2O_3$ sf/AC8A composite and squeeze casted AC8A alloy.

	UTS(MPa)	Y.S(MPa)	E(GPa)	SDAS( $\mu$ m)
Squeeze casted AC8A alloy	397	241	9.9	19.7
10vol%( $Al_2O_3$ -TiC)p+ 15vol% $Al_2O_3$ sf/AC8A Composite	541	473	10.1	

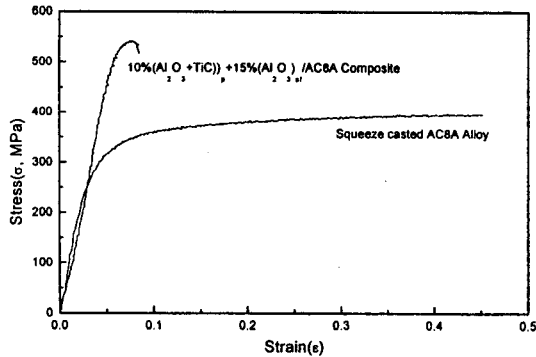


Fig. 7. Compressive stress-strain curve of 10vol%( $Al_2O_3$ -TiC)p + 15vol% $Al_2O_3$ sf/AC8A composite and squeeze casted AC8A alloy.

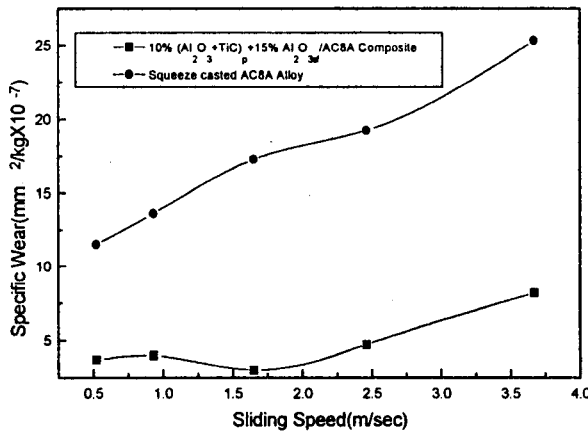


Fig. 8. Specific wear of 10vol%( $Al_2O_3$ -TiC)p+ 15vol% $Al_2O_3$ sf/AC8A composite and squeeze casted AC8A alloy. (final load : 6.3kg, sliding distance : 100m)

Fig. 7은 각 재료들의 압축실험 결과를 나타낸 응력-변형률 곡선이고, 이를 Table. 4에 제시하였다. Fig. 7에서 볼 수 있는 바와 같이 복합재료의 강도가 용탕 단조한 AC8A 합금에 비해 그 값이 크게 증가하였음을 알 수 있다. Choi 및 Cho<sup>16)</sup> 등은 용탕 단조 공정에 있어서 가압력에 따른 복합재료와 기지합금의 결정립 크기를 측정하였고 또 이에 따른 기계적 특성을 조사하여 가압력이 커짐에 따라, 그리고 강화재의 부피비가 증가함에 따라 결정립 크기는 감소하는 것을 관찰하였고, 가압력이 증가함에 따라 재료의 파괴인성과 굽힘강도가 증가한다고 보고하였다.

그러나 복합재료의 경우 강화재의 첨가에 의한 결정립 크기의 감소 효과가 재료의 강도의 증가에 기여하였을 것은 틀림없는 사실이지만 Fig. 7에서 보이는 것과 같이 현저히 높은 강도와 재료의 파괴 현상을 설명하기에는 부족하다.

복합재료의 경우 전위의 이동을 방해하여 항복강도와 인

장강도를 증대시키는 합금의 강화기구와는 달리 전위와는 별도로 하중을 강화재가 지지하게 되어 탄성계수 및 강도를 향상시킨다. 따라서 사용된 강화재의 양이나 배열 또는 분포도, 강화재의 모양 등이 복합재료의 특성을 좌우하는 요인이 된다. 본 실험에서 강화재로 사용한  $\delta$ -alumina와  $Al_2O_3$ -TiC입자는 탄성계수 및 경도가 높기 때문에 복합재료가 기지합금에 비해 높은 탄성계수, 항복강도 및 최대인장강도를 설명할 수 있다.

Fig. 8은 본 실험에서 사용한 복합재료와 용탕단조한 기지합금의 마모량을 활주속도에 따라서 도시한 것이다. 그림에서 확인할 수 있는 바와 같이 용탕단조한 기지합금에 비해 복합재료의 내마모성이 월등히 우수함을 볼 수 있다. 여기서 특이한 것은 기지합금의 경우 활주 속도가 증가함에 따라 내마모량이 증가하였는데 복합재료의 경우 이와는 다른 경향을 보이고 있다. 복합재료의 경우 활주속도의 증가에 따라 마모량이 약간 증가하였다가 1.65m/sec로 증가하였을 때 마모량이 감소하는 현상이 나타났다. 그리고 다시 활주 속도에 따라 마모량이 증가하였는데 이러한 현상은 일반 합금에서 나타나는 활주속도의 증가에 따라 마모량이 증가하는 일반적인 마모현상과 일치하지 않는 결과이다. 복합재료의 경우 강화재와 기지, 그리고 상대재와의 상호작용 등 여러 가지 요인에 의해 마모현상이 나타나기 때문에 복합재료에 대한 명확한 마모기구는 아직 확립되어 있지 않으나 Fig. 9와 Fig. 10으로부터 어느정도 이러한 현상의 설명이 가능하다.

Fig. 9은 활주속도가 0.52, 1.65, 3.67m/sec일 때 마모면에 수직인 방향으로 절단하여 단면을 살펴본 광학 현미경 사진이다. Fig. 9을 보면 마모면 근처에 얇은 띠 모양의 층을 관찰할 수 있는데 자세히 살펴보면 이 층의 굵기가 Fig. 9(b)의 것이 가장 굵은 것을 알 수 있다. Hong<sup>17)</sup>은 이러한 층을 소성변형층으로 정의하였고 마모시에 이 층내에 존재하는 균열들이 성장하여 모재와 분리, 이탈한다고 하였다. 그리고 A.T.Alpas 등<sup>18)</sup>은 마모면으로 접근할수록 grain의 변형이 심해지고 grain의 두께가 감소하는 것을 관찰하였고 마모면으로부터의 깊이에 따라 경도를 측정하여 봄으로써 마모표면과 가까울수록 경도가 우수하다는 것을 알아냈다. Fig. 10는 마모면을 SEM으로 관찰한 사진이다. Fig. 10(b)와 (c)를 비교해 보면 마모면에 균열을 관찰할 수 있는데 Fig. 10(c)는 그 정도가 매우 심한 것을 볼 수 있다. 이것은 앞에서 언급한 바와 같이 층 내부에 생성된 균열이 전파하여 모재와 분리되고 계속해서 받는 마찰력 때문에 이 탈이 극심하게 이루어진 것으로 보인다. 이는 Fig. 9(c)에서 보이는 층의 두께가 Fig. 9(b)보다 얇고 마모량이 급격히 증가하는 현상을 잘 설명하여 준다. Fig. 9에서 보이는

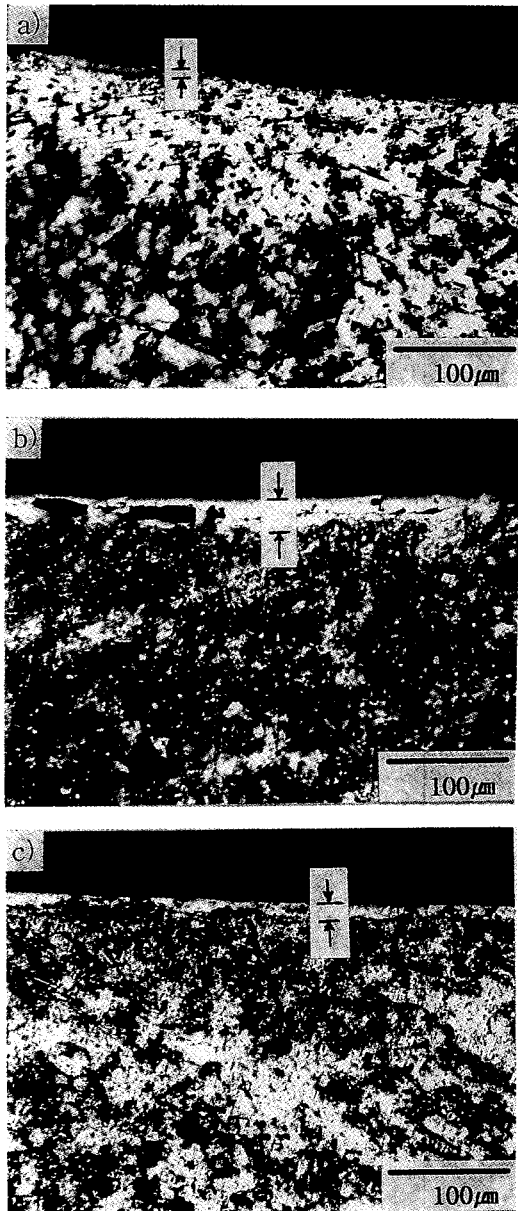


Fig. 9. Optical micrographs of transverse sections of 10vol%(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC)p + 15vol%Al<sub>2</sub>O<sub>3sf</sub>/AC8A composite wear tested with different sliding speed; (a) 0.52m/s (b) 1.65m/s (c) 3.67m/s

이러한 층이 무엇이고 어떻게 하여 생성되었는지는 아직 확실하지 않다. 단지 마모과정 중 발생하는 산화층일 가능성이 크고, 상대재와의 접촉하중과 마모시에 일어나는 전단응력에 의해 가공경화된 층으로 예상된다. 그리고 이 경화된 층은 마모를 방해하는 보호층으로 작용할 것으로 예상된다. Fig. 11은 마모 표면에서의 EDS분석치를 나타낸 것이다. Fig. 10 (b)의 경우 Fig. 10(a)와 (c)에 비해 마모면 위에 수많은 마모파편들이 관찰되는데, Fig. 11에서 알 수 있는 바와 같이 본 실험에서 사용한 원료들 외에 Fe가 관찰되었다. 이 Fe는 마모 실험시 상대재에서 떨어져 나온 것으로서 마모 표면에 박혀 내마모성을 향상 시킬것으로 사료되고 또한 Fig. 10 (b)에서 관찰되는 마모 파편들의 크기를 살펴보면 대체적으로 본 실험에서 사용한 강화재의 크기에 비해

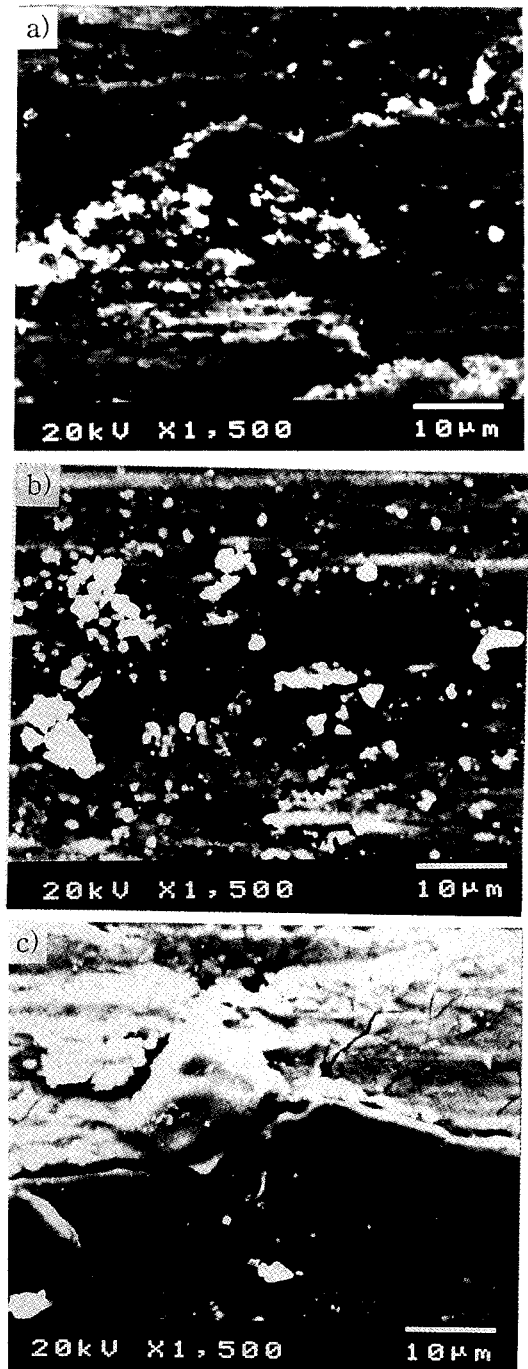


Fig. 10. Scanning electron micrographs of worn surface of 10vol%(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC)p + 15vol%Al<sub>2</sub>O<sub>3sf</sub>/AC8A composite wear tested with different sliding speed; (a) 0.52 m/s (b) 1.65 m/s (c) 3.67 m/s

현저히 작은 것을 관찰할 수 있는데 이는 마모과정 중 상대재에 의해 강화재들이 부서져서 일어난 현상으로 사료된다. Fig. 12는 마모과정중에 일어날 수 있는 현상을 도식적으로 나타낸 것이다. 이 그림에서와 같이 마모가 진행되는 도중 조대한 강화입자는 상대재에 의해 균열이 일어나고 이 강화재의 파편 및 상대재에서 떨어져 나온 Fe입자들은 연한 기지에 박혀 그림에서와 같이 상대재와의 접촉면적을 넓혀 마모를 방해 하므로서 내마모성의 향상에 기여하였을 것

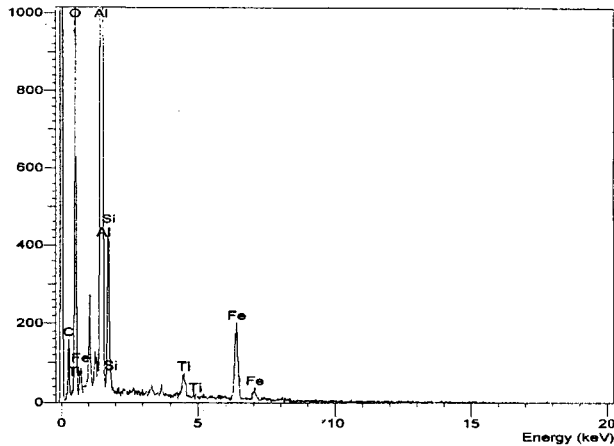


Fig. 11. EDS analysis of worn surface of the 10vol%( $Al_2O_3$ -TiC) p+15vol% $Al_2O_3$ /AC8A composite.

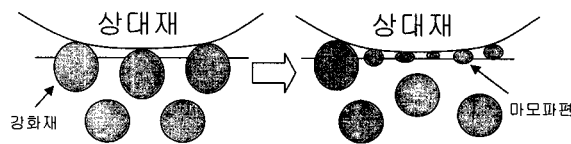


Fig. 12. Schematic representation on the effect of wear debris.

으로 사료된다.

#### 4. 결 론

SHS법으로 합성된  $Al_2O_3$ -TiC복합물을 이용하여 Al기 복합재료를 제조하였을 때 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 용탕단조한 기지합금에 비해서 복합재료의 경도와 강도가 우수하였는데 이는 강화재의 사용으로 인해 불균일 핵 생성영역을 제공하여 조직이 미세화되는 효과와 함께 기지합금과 강화재와의 상대적인 기계적 특성에 기인한 것이다.

2) 복합재료의 내마모특성을 조사해본 결과 마모속도를 0.52m/sec에서부터 차차 증가시켰을 때 1.65m/sec에서 마모량이 감소하는 현상이 나타났고, 이후 활주속도의 증가에 따라 마모량이 증가하였다. 이는 마모시에 마모면에 생성된 가공경화층 및 마모표면의 debris와도 관련이 있는 것으로 사료된다.

#### 참고 문헌

1. H.J.Feng, J.J.Moore and D.G.Wirth, *Met. Trans. A*, **23A** (9), 2373~2379 (1992)
2. Y.Choi and S.W.Rhee, *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** (4), 986~992 (1995)
3. Y.W.Kim and J.G.Lee, *J. Am. Ceram. Soc.*, **672**, (8), 1333~1337 (1989)
4. R.P.Wahi and B.Ilschner, *J. Mater. Sci.*, **15**, 875~885 (1980)
5. M.P.Borom and M.Lee, *Adv. Ceram. Mater.*, **1** (4), 335~340 (1986)
6. R.A.Cutler, A.C.Hurford and A.V.Virkar, *Mater. Sci. Eng.*, **105A**, 183~192 (1988)
7. Y.Sheng, T.Quing, G.Zhimeng and L.Hoyi, in : *Proc.Second Intern.Symp. on SHS, Hawaii*, (1993)
8. S.K.Ko, *Doctor dissertation*, Dept. Metallurgical Eng. Chungnam National Univ. (1998)
9. Ik-Min Park, Bu-Sub Kim, *Bulletin of the Korean Inst. of Met. & Mat.* **9** (2), (1996)
10. S.G.Song, N.Shi, G.T.Gray and J.A.Roberts, *Metall. Trans. A*, **27A**, 3739~3746 (1996)
11. C.S.Lim, A.J.Clegg, N.L.Loh, *J. of Mat. Proc. Tec.*, **70**, 99~102 (1997)
12. C.G.Kang, Y.H.Seo, *J. of Mat. Proc. Tec.*, **61**, 241~249 (1996)
13. K.Shiozawa, Y.Tohda and S.M.Sun, *Fatigue Fract. engng Mater.Struct.*, **20** (2), 237~247 (1997)
14. C.S.Lim, A.J.Clegg, *J. of Mat. Proc. Tec.*, **67**, 13~18 (1997)
15. Flemings, *Solidification Processing*, McGraw-Hill, (1974)
16. Yoon-suck choi, Kyung-mok cho, Ik-min Park, Kwang-seon Shin, Sung-Hak Lee, *Proceedings of ICCM-10, Whistler, B.C., Canada, August 1995*
17. S.J.Hong, *Master dissertation*, Dept. Metallurgical Eng. Chungnam National Univ. 61~65 (1995)
18. A.T.Alpas, H.Hu, J.Zhang, *Wear*, 162-164, 188~195 (1993)