

분무성형법에 의해 제조된 Al-SiC_p 금속기 복합재료의 미세조직과 성질에 관한 연구

김춘근 · 정연수 · 김동수 · 조동현 · 박용수 · 정 은 · 성장현* · 임종대**
울산대학교 재료공학과, *동아대학교 금속공학과
**현대자동차(주) 승용제품개발연구소

A Study on the Microstructures and Properties of Al-SiC_p Metal Matrix Composites Fabricated by Spray Forming Process

C.-G. Kim, Y.-S. Jung, D.-S. Kim, D.-H. Cho, Y.-S. Park,
E. Jung, J.-H. Sung* and J.-D. Lim**

Department of Materials Science and Engineering, University of Ulsan, Ulsan 680-749, Korea

*Department of Metallurgical Engineering, Dong-A University, Pusan 604-714, Korea

**Hyundai Motor Company Ltd.

(Received January 18, 1994)

ABSTRACT 6061Al-SiC_p metal matrix composite materials(MMCs) were fabricated by injecting SiC_p particles directly into the atomized spray. The main attraction of this technique is the rapid fabrication of semi-finished, composite products in a combined atomization, particulate injection(10 μm, 40 μm, SiC_p) and deposition operation. Conclusions obtained are as follows; The microstructure of the unreinforced spray formed 6061Al alloy consisted of relatively fine(50 μm) equiaxed grains. By comparison, the microstructure of the I/M materials was segregated and consisted of relatively coarse(150 μm) grains. The probability of clustering of SiC_p particles in co-sprayed metal matrix composites increased it ceramic particle size(SiC_p) was reduced and the volume fraction was held constant. Analysis of overspray powders collected from the spray atomization and deposition experiments indicated that morphology of powders were nearly spherical and degree of powders sphericity was deviated due to composite with SiC_p particles. Interfacial bonding between matrix and ceramics was improved by heat treatment and addition of alloying elements(Mg). Maximum hardness values [$H_v = 165 \text{ kg/mm}^2$ for Al-10 μmSiC_p, $H_v = 159 \text{ kg/mm}^2$ for Al-40 μmSiC_p] were obtained through the solution heat treatment at 530°C for 2 hrs and aging at 178°C, and there by the resistance were improved.

1. 서 론

알루미늄을 기지로 하는 금속기 복합재료는 실용화 측면에서도 가장 많이 사용하는 금속기 복합재료이다. 형태는 입자강화, 단섬유강화, 장섬유강화로 다양하며 제조공정도 액상제조법인 squeeze casting,¹⁾ compocasting²⁾과 고상제조 방법인 분말야금법³⁾이 사용되고 있으나 까다로운 제조공정과 그에 따른 제조비용의 상승으로 말미암아 실용화에 제약 받고 있는 실정이다. 최근들어 분무성형공정(sp-

ray forming process)은 금속기 복합재료의 효과적인 생산가능성을 제시하고 있어 크게 주목을 받고 있다. 분무성형공정은 용융금속의 분무공정(atomization)과 성형고화공정(consolidation)을 조합한 공정으로 동시에 제 2상에 미세한 고상입자(1~50 μm)를 동시에 분산시켜 입자강화 금속기 복합재료를 제조할 수 있다. 장점으로는 제 2상의 입자가 중력편석없이 전 시편에 고르게 분포된 금속기 복합재료를 얻을 수 있을 뿐 아니라 제 2상에 첨가분율을 비교적 넓게(max. 35 vol%) 조절할 수도 있다.^{4,6)}

본 연구에서는 SiC입자에 의해 보강된 알루미늄기 (6061Al)복합재료를 분무성형공정을 이용하여 제조하고 강화재와 기지의 접합 및 시효에 따른 경도변화, 마모시험 등을 통해서 분무성형공정으로 제조한 복합재료의 특성을 조사 분석하였다.

2. 실험방법

2.1. 실험장치 및 예비성형체 제조

그림 1의 분무성형장치를 사용하여 알루미늄이 도가니에 약 2.8 kg의 6061 알루미늄 합금을 장입한 뒤 고주파 유도용해로를 이용하여 용융점보다 50°C 높은 온도가 되도록 용해한 후 700°C로 예열된 텅디쉬(tundish)로 용융금속을 공급하였으며, 고순도의 흑연노즐(내경 5 mm)을 통해 흘러나오는 용융금속을 2단 분무기를 이용하여 기판에 분사시킴과 동시에 세라믹 유출장치를 이용하여 SiC_p 입자를 분사시켰다.

이때 사용한 α-SiC_p 입자는 평균크기가 10, 40

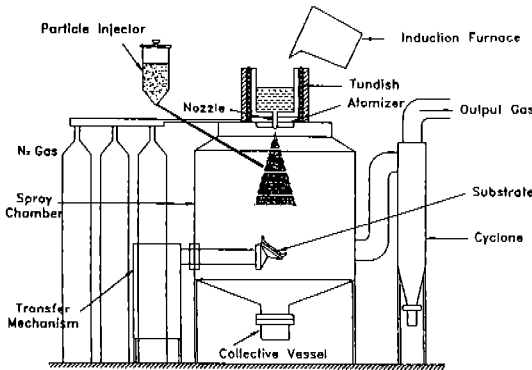


Fig. 1. Schematic diagram of Spray Forming unit.

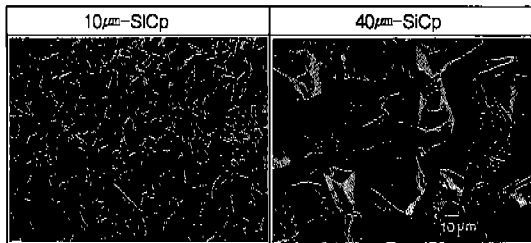


Fig. 2. SEM photographs showing the morphology of SiC particles.

µm인 순도 95% 이상의 것을 사용했고, 건조기에서 100°C로 3시간 건조시켜 수분을 제거하여 사용하였으며 입자의 형상은 그림 2와 같다. SiC_p 입자 유출은 부피분율로 SiC_p를 15%를 목표로 하였으며 기판은 디스크(disc) 형태로, 분무축에 대하여 15°의 경사각을 주어 구동장치에 의해 회전속도는 60 rpm으로 일정하게 유지하였다. 분무되는 액적의 산화방지를 위하여 탱크내부는 0.3 MPa의 질소가스로 불활성 분위기를 유지시켜 주었다. 표 1과 2는 본 실험에 사용한 SiC_p 입자와 기지 금속의 화학적 조성이고, 표 3에 분무성형의 실험공정변수를 나타내었다.

2.2. 미세조직 및 계면 관찰

복합재료의 예비성형체 중앙부위를 50×50×50 mm로 절단, 연마하여 주사 전자현미경(SEM, JSM-820)을 이용하여 조직을 관찰하였다. 이때 부식액은 Keller's 시약을 사용하였다. 분무성형된 예비성형체의 SiC_p 입자의 부피분율 측정은 상 분석기(LECO 2001)에 의한 방법과 화학적 용해 방법을 동시에 행하였다. 화학적 용해방법에서는 36.5%의 염산용액에 예비성형체를 용해시켜 식 (1)에 의해 SiC_p 입자의 부피분율을 계산하였다.

$$V_f = \rho_{Al} W_f [\rho_{SiC} (1 - W_f) + \rho_{Al} W_f] \quad (1)$$

여기서, W_f 는 SiC_p 입자의 무게/복합재료의 무게, V_f 는 SiC_p 입자의 부피분율, ρ_{SiC} 는 SiC_p 밀도, ρ_{Al} 는 알루미늄의 밀도이다.

계면분석을 행하기 위해 시편을 열처리되지 않은 시편(underaged preform, UA)와 OA(530°C에서 2시간 용체화처리 후 178°C에서 6시간 시효시킨 시편)을 EDS로 SiC_p 입자 주위를 Al, Si에 대해서 선분 석하였다.

Table 1. Chemical composition of SiC particles

Element	C	Fe	SiC
Wt.%	0.5	0.02	Bal

Table 2. Chemical composition of 6061Al alloys

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
Wt.%	0.4	0.7	0.2	0.15	0.8	0.05	0.25	0.05	Bal

Table 3. Processing parameters of experiments

Run No.	Atomization gas	SiC Size (μm)	Atomization pressure (MPa)	SiC Feed pressure (MPa)	Deposition distance (mm)	Superheat ($^{\circ}\text{C}$)
2	N_2	-	P: 0.4	-	430	120
			S: 1.2			
8	N_2	10	P: 0.4	V: 0.15	400	120
			S: 1.2	C: 0.1		
13	N_2	40	P: 0.4	V: 0.15		
			S: 1.2	C: 0.1		

P: 1'st Atomizer, S: 2'nd Atomizer, V: Vibrator gas, C: Camier gas

2.3. 시효경도 및 내마멸성

분무성형공정에 의해 제조된 복합화 되지 않은 예비성형체와 SiC_p 입자가 복합된 예비성형체의 중앙부위를 절취하여 시편을 50×50×50 mm으로 절단한 후 530 $^{\circ}\text{C}$ 에서 2시간 용체화처리 후 178 $^{\circ}\text{C}$ 에서 시효시간에 따른 경도의 변화를 미소경도기(Matsuzawa Seiki사, WHT-1)를 사용하여 하중 500 g에 10회 측정하였으며, 그 산술평균값을 미소경도값으로 하였다. 내마멸성 시험은 Toyo Baldwin사(EFM-III-E)의 마멸시험기를 사용하여 Pin-On-Disk 방법으로 Al계, Al-SiC_p(10 μm , 40 μm)계 예비성형체의 여러 부위를 5×5×15 mm인 형태로 절취하여 초음파 세척한 후, 디스크 위에서 회전시켜 시험전과 후의 질량을 천칭저울을 사용하여 10⁻⁴ g까지 측정하였으며, 핀시편의 마모된량으로부터 그 상대 마모량을 결정하였다. 상대 마모 디스크는 표면 경화처리한 SCM45C를 사용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 예비성형체의 형상

예비성형체의 형상은 분무영역내에 존재하는 액적들의 질량에 대한 공간분포로서 분무밀도는 분무축에 대하여 정규분포로 존재한다. 이것은 기관에 도달하는 액적의 결합하는 정도, 분무기에 대한 기관의 경사각에 따라 달라진다.

그림 3은 6061 알루미늄 2.8 kg을 20초 동안 분무성형시킨 예비성형체와 40초 동안 분무성형시킨 예비성형체의 형상을 나타낸 것으로 두 가지의 경우

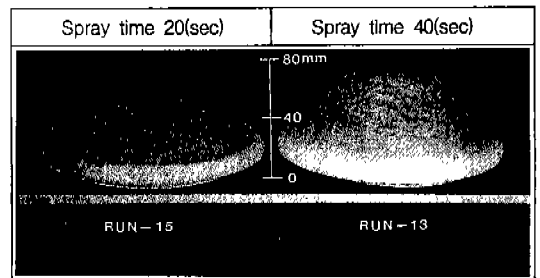


Fig. 3. Actual shapes of Al-SiC_p composite preform produced by Spray Forming.

예비성형체의 밑면은 직경이 150 mm였으며, 40초 동안 분무성형시킨 높이는 80 mm이다. 이때 용탕 유출속도는 70 g/sec였다. 예비성형체의 형상이 분무성형이 진행됨에 따라 직경이 점점 작아지는 것은, 첫째로 고정형 분무기로 분무성형할 경우 액적 분무밀도는 분무축의 중심에서 최대이고 원주 방향을 향하여 점차적으로 감소하므로 예비성형체는 gaussian 분포 형태를 유지하게 되기 때문이다. 둘째로 분무성형이 진행되는 동안 분무기와 기관사이의 거리가 일정하게 유지되어 있기 때문에 예비성형체의 높이가 증가함에 따라 분무 직경이 작아지게 되기 때문이다. 따라서, 일정한 직경을 갖는 예비성형체를 제조하기 위해서는 진동형 분무기(oscillating atomizer)를 사용하여 기관 전체에 걸쳐 분무밀도를 일정하게 유지시켜 예비성형체를 제조하거나 단위 시간에 분무성형되는 속도와 일정하게 기관을 후진시켜야 된다.

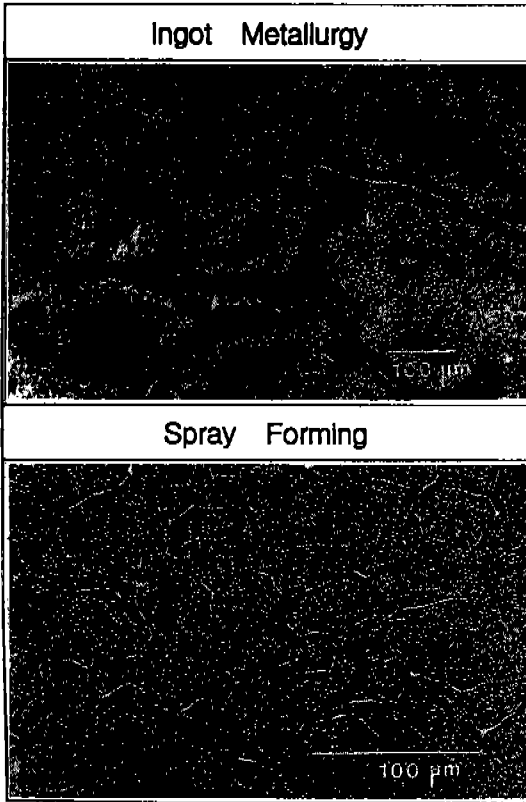


Fig. 4. Microstructures of 6061Al alloy preform produced by Ingot Metallurgy and Spray Forming.

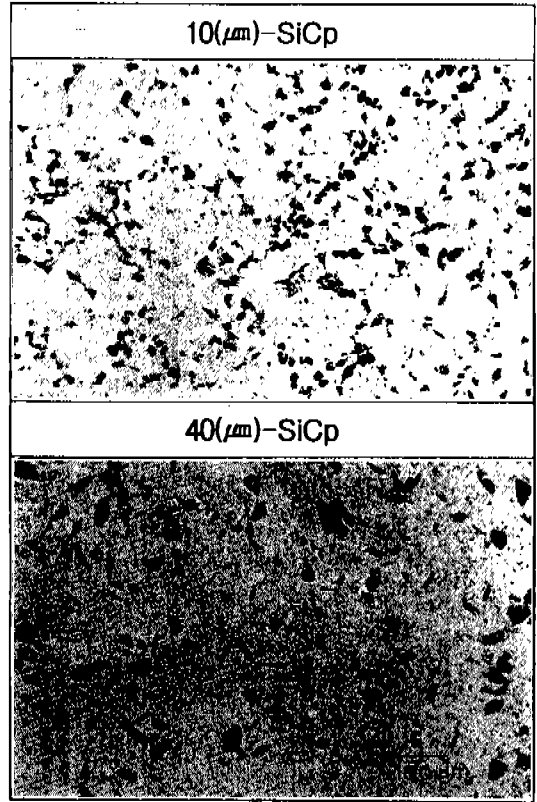


Fig. 5. Microstructures of SiC particles distribution of 6061Al-SiC_p composites preform produced by Spray Forming.

3.2. 미세조직

그림 4는 각각 알루미늄 합금(6061Al)의 주조조직과 분무성형시킨 예비성형체의 미세조직 비교한 것이다. 분무성형공정에 의해 제조된 합금은 이론 밀도(2.78 g/cm³)의 95% 이상이였으며 Si 석출물의 편석이 억제된 약 50 μm인 등축정으로 이루어져 있다. 반면에 주조공정에 의해 제조된 합금의 미세조직은 입내 및 입계에 Si 석출물들이 심하게 편석된 약 150 μm 크기의 입자로 이루어져 있음을 확인하였다. 분무성형시킨 상태의 예비성형체내의 등축정 생성기구는 수지상정 암(arm)의 파열, 수지상정의 debris,⁷⁾ 액적의 파열⁸⁾ 및 입자의 성장억제⁹⁾가 제시되고 있다.

수지상정 암의 파쇄는 적층 동안 부분적으로 응고된 액적이 충들을 반복함으로써 응고시 형성된 수지상의 파쇄가 되며, 강한 대류에 의한 많은 수의 응고핵(solid nuclei)을 형성하므로 분무적층 동안

등축정으로 발전하는 중요한 기구로 작용한다. 이러한 예비성형체의 결정립의 크기는, 첫째로 분무 비산하는 중에 먼저 응고된 액적들의 밀도분포, 둘째로 분무성형된 후의 예비성형체의 냉각속도에 의하여 결정된다고 보고되고 있다.¹⁰⁾ 분무성형공정에 의해 제조되는 복합재료인 예비성형체내 SiC_p 입자의 분포분율은 공정변수와 물리적성질에 의해 좌우된다. 즉 SiC_p 입자의 주입각도, 주입압력, 주입위치, SiC_p 입자/금속 유량비와 같은 공정변수와 분무액적의 표면장력에 따라 달라진다. 주조방법에 의한 SiC_p 입자강화 금속기 복합재료를 제조할 경우, 용해된 기지속으로 혼합된 SiC_p 입자는 수지상 전방으로 밀리는 현상(particle pushing)이 나타난다. 이 현상은 응고속도의 영향을 받으며, 응고속도가 느린 주조합금의 경우 수지상간격의 크기가 커서 최종응고되는 부분으로 강화입자들이 밀려나는 현상이다. 이로

Table 4. Results of volume fraction and average spacing of SiC_p in 6061Al-15 vol% SiC_p

RUN No.	SiC Size	SiC _p Content inamge analysis (%)	SiC _p Content chemical (vol%)	Average spacing (μm)
2	—	—	—	—
8	10	11.2	12.2	87.1
13	40	10.5	14.5	235.8
$D_s = D_p(1 - f_p)/f_p$		D_p : SiC Average size		f_p : Volume fraction

인하여 복합재료의 기계적 성질이 저하하는 원인이 된다.

그림 5는 분무성형으로 제조된 복합재료의 조직을 나타낸 것으로 SiC_p 입자의 분포가 일부 응집되기도 하나 대부분 고르게 분포하는 것을 볼 수 있는데, 이는 분무성형에 의해 제조된 복합재료의 미세조직이 비교적 빠른 냉각속도를 가지고 있고 또한 분무성형 동안 수지상 조직의 파쇄가 일어나 SiC_p 입자들이 고르게 분포된 것으로 해석할 수 있다. 즉 강화입자의 분포 양상은 용고 동안에 이루어지는 용고율에 의해서 많은 영향을 받음을 알 수 있으며 주조법으로 복합재료를 제조할 경우 이 수지상의 간격을 좁게하거나 수지상을 파쇄시키는 방법을 이용하는 것이 바람직할 것이다. 표 4는 분무성형으로 제조된 예비성형체의 SiC_p 입자의 부피분율을 나타낸 것으로 10 μm-SiC_p의 경우에는 평균 11.7%이고 40 μm-SiC_p인 경우에는 12.5%로 나타났다. SiC_p 입자에 의한 복합화로 말미암아 복합화시키지 않았을 때보다 더 많은 열손실을 일으키므로, 알루미늄 합금만을 분무성형시켰을 때 평균입도가 50 μm였으나, SiC_p가 복합화된 분무성형공정에서는 SiC_p 입자에 냉각효과로 인해 50 μm보다 더 작은 입도가 얻어졌을 것으로 사료된다. 10 μm-SiC_p 입자의 경우는 40 μm-SiC_p 입자 경우보다 다소 응집되는 현상을 보였다.

3.3. 복합화된 분말의 특성

그림 6은 분무성형에 기여하지 못하고 비산된 분말(overspray powder)의 외형을 나타낸 것이다. SiC_p 입자가 복합화되면서 분말의 형상은 구형에서 벗어나는 경향을 보였으며 이것은 SiC_p 입자가 액적표면에 충돌하거나 내부로 침투하면서 그 경향을 더 가속화시킨 것으로 볼 수 있다.

알루미늄 기지에 SiC_p 입자가 복합화되는 현상은 두 가지로 설명할 수 있다. 첫째, 분무영역내로 SiC_p 입자가 주입되는 동안 SiC_p 입자가 액적에 침투하는 경우와 둘째로, 분무되는 액적표면에 SiC_p 입자가 부착하면서 적층표면에 충돌 후 기지에 포획되는 경우로 나눌 수 있다. 비산된 분말을 주사전자현미경으로 외형을 관찰한 그림 6의 결과에서 알 수 있듯이 10 μm의 SiC_p 입자가 40 μm의 SiC_p 입자보다도 알루미늄(6061Al) 액적에 더 많은 양이 침투하거나 표면에 부착하여 복합화 되는 경향을 보여주었다.

그림 7은 비산된 분말의 크기에 따른 10 μm의 SiC_p 입자가 침투하여 복합화되는 경향을 보여주는 분말의 단면조직으로 15~50 μm 범위의 알루미늄 액적의 경우에는 SiC_p 입자가 내부로 침투되지 않고 표면에 부착되는 양상을 보였는데 이는 100 mm 높이에서 SiC_p 입자를 주입시키므로 그 시간 동안 비산시 대류에 의한 냉각으로 액적이 먼저 응고되어 SiC_p 입자들이 액적 내부로 침투하지 못하였거나, 액적의 크기가 SiC_p 입자와 동일하거나 작으므로 SiC_p 입자가 액적 내부로 침투하지 못한 것으로 사료된다. 그리고 SiC_p 입자보다 약간 큰 액적들은 표면에 부착하므로써 SiC_p 입자에 의한 냉각효과가 큰 액적들에 비해 큰 영향을 미치지 않기 때문에 SiC_p 입자의 침투 경향이 줄어든 것으로 보인다. 80~200 μm의 범위의 알루미늄 액적의 경우에는 액적의 크기가 클수록 많은 양의 SiC_p 입자가 침투하는 경향을 보였는데 이는 입체크기 이상의 액적들은 비산시 응고가 완료되지 못한 상태에서 더 많은 양의 SiC_p 입자가 침투하여 복합화되었기 때문으로 생각된다.

비산된 분말을 Laser 회절을 이용하여 입도분석한 결과 복합화되지 않은 액적의 평균입도는 약 80 μm의 값을 보였고 SiC_p가 복합화된 분말은 평균

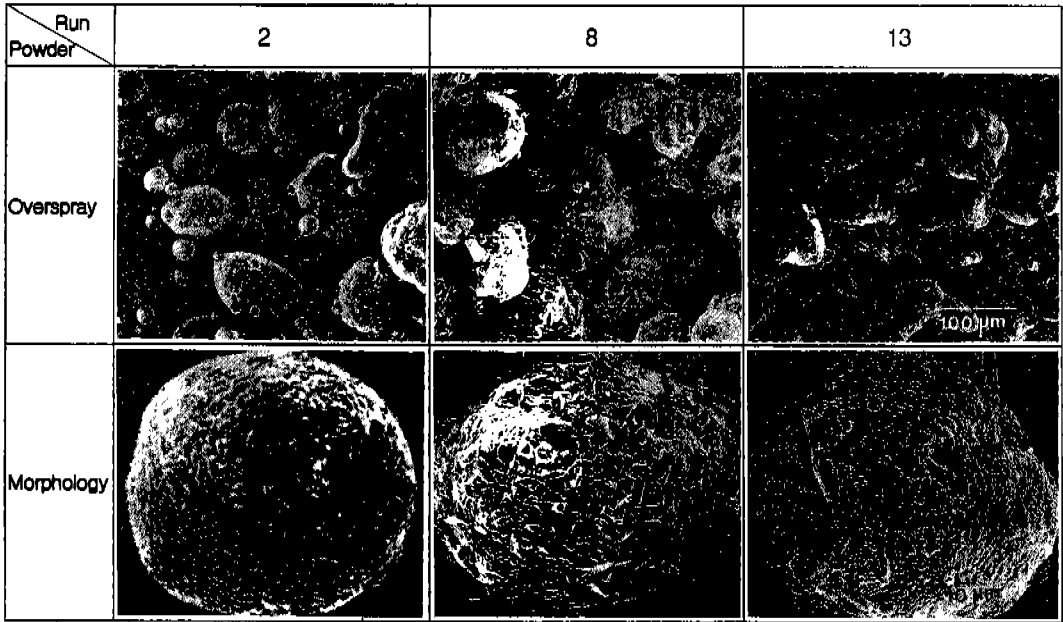


Fig. 6. SEM photographs of unreinforced and reinforced (10, 40 µm-SiC_p) overspray powders.

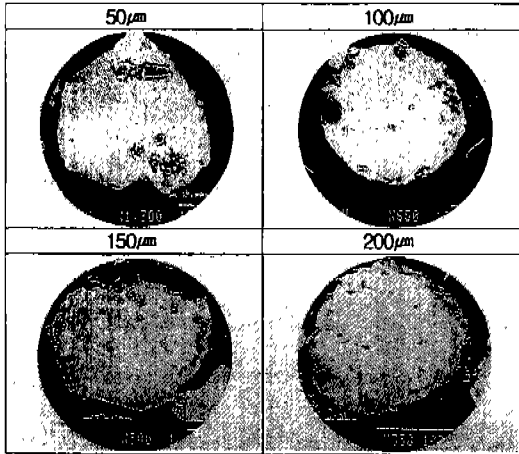


Fig. 7. Microstructures of penetrated SiC (10 µm) particles into different sizes of 6061Al alloy droplets.

크기가 약 100 µm로 증가함을 관찰할 수 있었다. 그러나 이것은 비산된 분말의 결과이며 분무성형에 기여한 액적의 평균입도는 이보다 조대할 것이라 생각된다.

3.4. 계면 분석

입자강화 금속기 복합재료의 기계적 성질은 기지

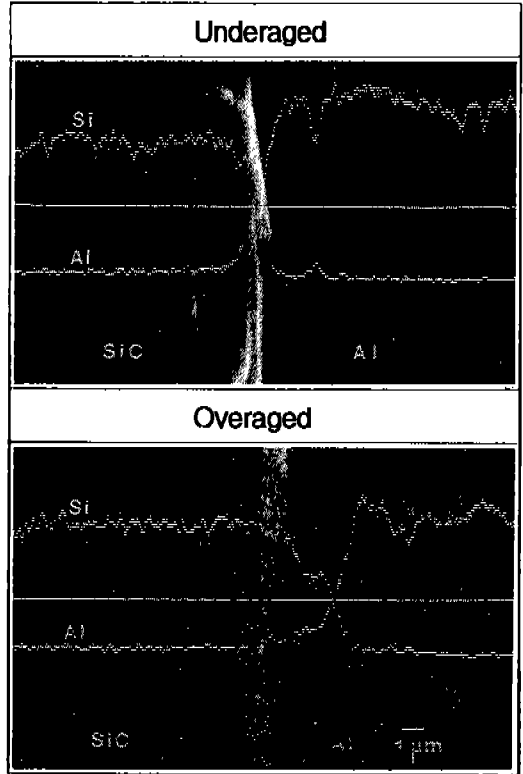


Fig. 8. Line profile analysis (EDS) across the interface of 6061Al-SiC_p MMCs.

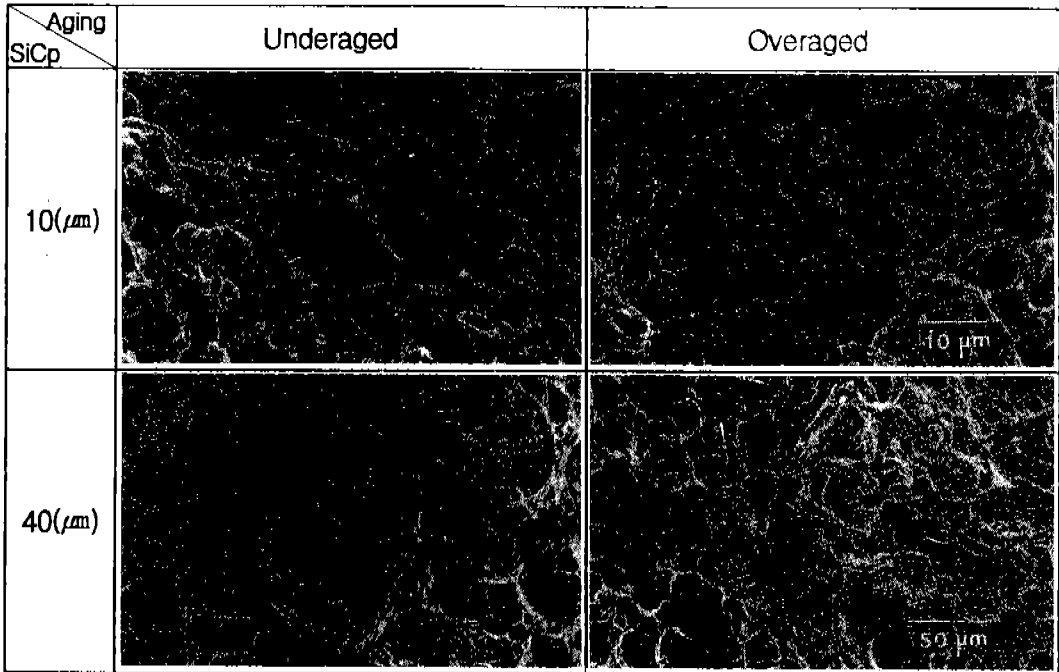


Fig. 9. SEM photographs of the SiC particles decohered at the fracture surface of tensile specimens in 6061Al-SiC_p (40 μm) MMCs.

금속/강화재 계면의 특성에 따라 달라지며, 계면특성은 강화재나 기지 금속의 종류 및 열처리 조건에 따라 달라진다.

그림 8은 계면 결합성을 조사하기 위하여 열처리하지 않은 시편(UA)과 530°C에서 2시간 용체화처리 후 178°C 6시간 시효시킨 시편(OA)의 경우 SiC_p 입자 주위를 EDS로 Al, Si를 선분석한 것으로, UA된 것은 기지 금속과 강화재 사이의 빠른 냉각속도에 의해 계면에서 Al과 Si의 농도 변화가 거의 없는 반면에 OA 시편의 경우는 계면에서 Si이 기지 금속인 알루미늄쪽으로 확산된 것을 확인할 수 있다. 이것은 SiC_p 입자에서 Si와 C로 분리된 것으로는 보이지 않고 SiC_p 입자 주위의 유리 Si이 확산한 것으로 사료된다.

그림 9는 40 μm -SiC_p 입자와 기지 알루미늄 합금의 계면 접합성을 알아보기 위하여 UA 시편과 OA 시편의 SiC_p 입자의 계면분리 현상을 관찰하였다. 복합재료의 계면접합 향상을 위해서 표면에 Ni 혹은 Cu 금속막을 코팅하여 강화재의 표면에너지를 증가시켜 젖음성(wettability)을 향상시키는 방법과 기지 금속에 합금원소를 첨가하여 액상의 표면장력과

고상간의 계면에너지를 감소시켜, 고액계면의 적절한 화학반응을 일으켜 젖음성을 향상시킨다. 합금원소 첨가시 기지 금속이 알루미늄인 경우는 산소에 친화력이 큰 Mg나 Li 등을 많이 사용하고 있다.

본 실험에 사용한 알루미늄 합금(6061Al)은 Mg가 0.8 w/o 첨가되어 Mg가 계면에너지를 감소시켜 계면접합성을 향상시킨 것으로 보이며, 그림 9에서 보는 바와 같이 SiC_p 입자 표면에 알루미늄 기지 금속이 계면분리현상을 관찰할 수 있는데, 이것은 젖음성이 향상되어 접합성이 양호한 것으로 사료된다. UA 시편보다는 OA 시편의 경우가 계면분리된 형태로 보아서 계면접합성이 더 향상된 것으로 생각되며 계면분리된 부위의 알루미늄 기지 내부를 EDS의 점분석 결과 Mg, Si가 관찰됨으로써 Mg 원소가 계면접합성에 기여함을 알 수 있다.

3.5. 시 호

그림 10은 비강화된 알루미늄 합금(RUN2, No-SiC_p)과 SiC_p 입자로 강화된 알루미늄 합금(RUN8: 10 μm -SiC_p, RUN13: 40 μm -SiC_p) T6 처리에 의한 시효시간에 따른 경도의 변화를 보여준다. 시효시간

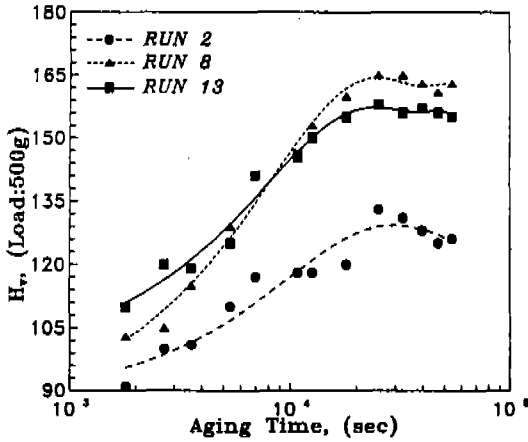


Fig. 10. The aging response of preform produced by Spray Forming, following solution heat treatment 530 °C for two hour and aging at 178°C.

이 0<시간<1시간에서는 두 가지 합금 공히 시효 시간 증가에 따라 경도의 증가하는 정도가 비슷하지만, 그 이상의 시효시간에서는 SiC_p 입자로 강화된 알루미늄 합금이 강화시키지 않은 합금보다 경도의 상당한 증가를 보여주고 있다. 이러한 경향은 8090, 2024Al계의 복합재료에서도 SiC_p 입자로 인한 시효의 가속과정을 가속시키는 것으로 보고되고 있다.¹¹⁻¹⁴⁾

시효경화된 알루미늄 합금의 전위밀도는 전형적으로 10⁶/cm²보다 작으나 SiC_p로 강화된 알루미늄 복합재료에서의 전위밀도는 10¹²~10¹⁴/cm²으로 증가한다고 보고¹⁵⁾되고 있고 이것은 SiC_p 입자와 기지인 알루미늄 합금의 열팽창계수의 차이로 인한 전위의 발생과 이들 전위에 의한 역응력(back stress)의 증가로 해석할 수 있다. 그림 10에서 알 수 있듯이 T6에 의한 시효에 따른 경도값은 6시간에서 최대 경도값을 나타내었다. 비강화된 알루미늄 합금의 경도값은 H_v=132이고 SiC_p로 강화된 알루미늄 합금은 SiC_p 입자의 크기에 따른 경도값은 약간의 차이를 보이나, H_v=165, 159로 나타나서 강화된 알루미늄 합금들이 비강화된 알루미늄 합금과 비교할 때 약 20% 정도 증가를 나타내고 있다.

10 μm-SiC_p 입자로 보강된 복합재료의 SiC_p 부피분율은 분석결과 11.7%이고 40 μm-SiC_p 입자로 보강된 복합재료의 SiC_p 부피분율은 12.5%인 것을 감안할 때 동일한 SiC_p의 부피분율에서 10 μm-SiC_p

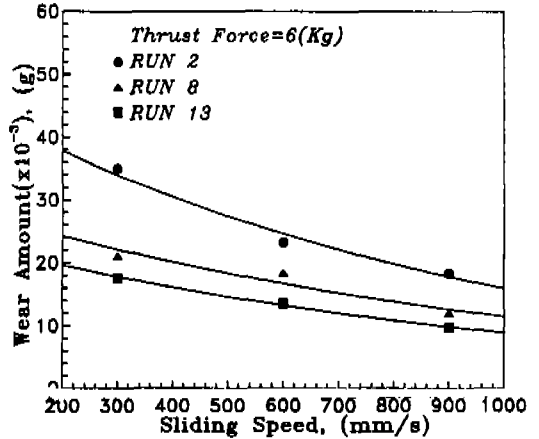


Fig. 11. Effect of sliding speed on the wear amount.

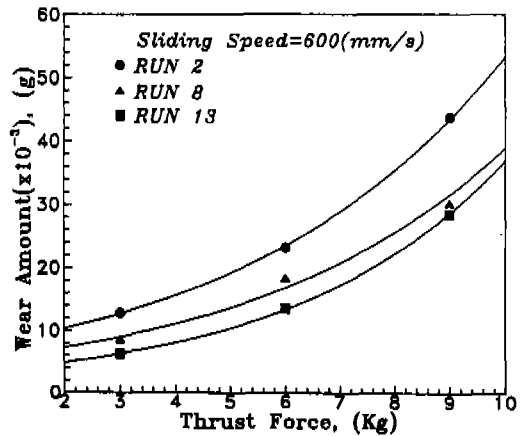


Fig. 12. Effect of thrust force speed on the wear amount.

입자를 사용하여 균열한 분포를 이룬 경우 그 강화 효과는 40 μm-SiC_p 입자보다 더 효율적인 것이다. 분무성형공정에 의해 제조된 이들 합금을 2차 가공할 경우 경도값이 더 향상될 것으로 사료된다.

3.6. 내마멸성

그림 11은 SiC_p 입자가 첨가되지 않은(RUN2)와 SiC_p가 첨가된(RUN8, RUN13) 합금의 마멸하중(thrust force)을 6 kg으로 고정시키고 마멸속도(sliding speed)에 따른 마멸량을 비교한 것으로 마멸속도가 증가함에 따라서 마멸량이 감소하는 것을 볼 수 있다. 이것은 저속으로 마멸될 때 그 만큼 마멸속도에 대한 마멸하중을 더 받기 때문으로 생각되어진다. 그리고

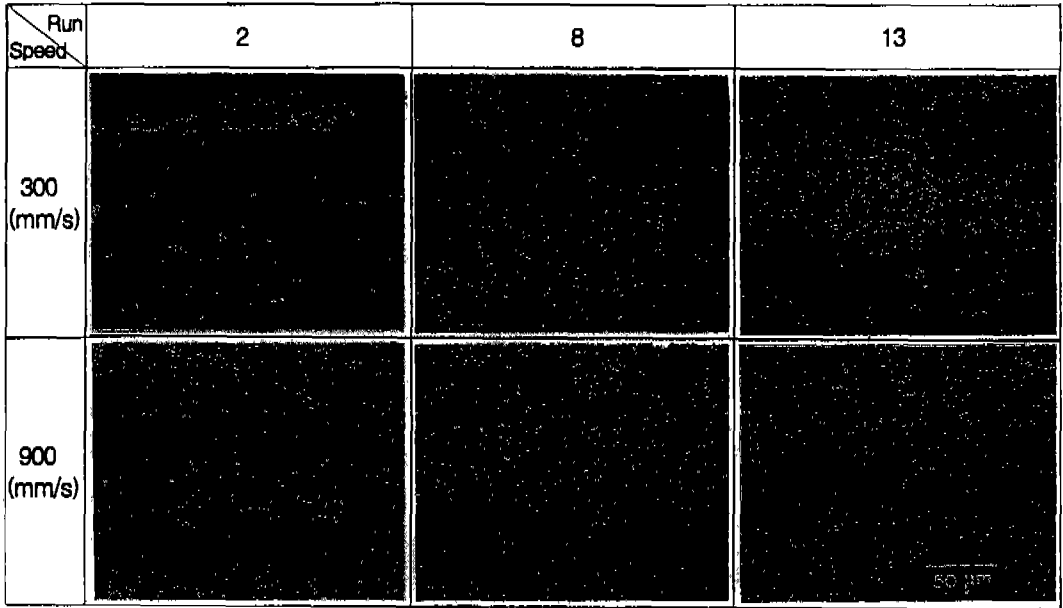


Fig. 13. SEM photographs of wear surfaces (Sliding speed: 300, 900 mm/sec).

SiC_p 입자가 첨가되지 않은 합금은 첨가한 것보다 상대적으로 낮은 마멸속도에서 그 기울기가 현저히 변화함을 볼 수 있는데 이것은 SiC_p 입자의 첨가에 의해 마멸량이 큰 저속 마모속도에서 SiC_p 입자가 첨가되지 않은 것보다 더 안정적이라는 것을 보여 주고 있다.

그림 12는 마멸속도를 600 mm/sec로 고정시키고 마멸하중의 변화에 따른 마멸량의 변화를 나타낸 것으로 마멸하중이 증가함에 따라 마멸량은 증가하였으며, 마멸하중이 6 kg 이상에서 SiC_p 입자가 첨가되지 않은 알루미늄 합금은 SiC_p 입자가 첨가된 것보다 상대적으로 그 마멸량이 급격히 증가함을 볼 수 있다. 이것은 마멸시험시 SiC_p 입자가 탈락되지 않고 알루미늄 기지에서 상대 재질을 마멸시키거나, 소성유동에 의해서 SiC_p 입자가 알루미늄 기지를 덮고 있기 때문에 내마멸성을 증가시키는 것으로 보여진다.

그림 13은 마멸속도가 300, 900 mm/sec에서의 마멸표면 조직사진으로 일반적으로 마멸면은 소성유동에 의한 응착마멸기구에 의해서 마멸이 진행된다고 생각되어진다. 그러나 SiC_p 입자로 보강된 두 합금들은 마멸속도가 감소하고, 마멸하중이 증가함에 따라 마멸면은 경질의 SiC_p 입자 돌기에 의해

상대재질의 마멸 정도를 증가시켜 SiC_p 입자가 첨가되면 소성유동현상은 줄어들면서 산화물층이 증가되어 응착마멸에서 연삭마멸로 마멸기구가 바뀔 수 있다. 마멸면에 존재하는 산화물이나 경질의 SiC_p 입자에 의하여 상대 재질로의 금속의 유동이 방해되어 내마멸성이 증가하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

“분무성형에 의해 제조된 Al-SiC_p 금속기 복합재료의 미세조직과 성질에 관한 연구”에서 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 분무성형공정에 의해 제조된 6061Al 합금은 이론밀도(2.78 g/cm³)의 95% 이상이었으며 Si 석출물의 편석이 억제된 약 50 μm인 등축정으로 이루어진 반면, 주조공정에 의해 제조된 합금은 입계 및 입내에 Si 석출물들이 편석된 150 μm 크기의 입자로 이루어져 있었다.

2) 분무성형공정시 SiC_p 입자를 동시에 분사시켜 6061Al-SiC_p(10 μm, 40 μm)계 복합재료를 제조할 수 있었으며 SiC_p 입자분율이 일정할 경우 SiC_p 입자의 크기가 감소할수록 SiC_p 입자들이 응집되는 경향이 증가함을 확인하였다.

3) 분무성형공정에 기여하지 못하고 비산된 분말들은 200 μm 내외의 구형분말이었으며 SiC_p 입자가 6061Al 합금분말과 복합화됨에 따라 구형에서 벗어남을 확인하였으며 6061Al 합금분말과 SiC_p 입자와의 복합화는 분무성형시 액적과 SiC_p의 상대적인 크기 차이에 따라 액적내부에 침투하거나 액적표면에 부착함을 확인하였다.

4) 분무성형시킨 6061Al-SiC_p(10 μm , 40 μm)계 복합재료의 기지 금속인 6061Al 합금과 SiC_p 입자의 계면결합력은 열처리함에 따라 향상되었다.

5) 분무성형시킨 6061Al-SiC_p(10 μm , 40 μm)계 복합재료의 경도는 분무성형된 6061 합금과 비교할 때 15~20% 향상되었으며 내마멸성도 크게 향상되었고 저속 및 고하중조건에서 조직의 안정성을 나타내었다.

감사의 글

본 연구는 1992년도 교육부지원 한국학술진흥재단의 자유공모과제 학술연구 조성비와 재료계면공학연구소의 연구비로 이루어졌으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. H. Fukunaga: *Cast Reinforced Metal Composites*,

ASM (1988) 101

2. M. C. Flemings, R. G. Riek and K. P. Young: *Mat. Sci. and Eng.* **25** (1976) 103
3. S. Abkowitz and P. Weihrach: *Advanced Materials and Processes*, **7** (1989) 31
4. A. G. Leatham, R. G. Brooks and Y. Yaman: *Modern Developments in Powder Metall.*, **15** (1984) 157
5. T. C. Willis, J. White, R. M. Jordan and I. R. Hughes: *Proc. Int'l Conf. on P/M Aerospace Materials* (1987) 29
6. P. J. Ward, L. G. Elias and H. V. Atkinson: *Proc. the 2nd Int'l Conf. on Spray Forming* (1993) 303
7. P. Mathur, D. Apelian and A. Lawley: *Acta Metall.*, **37** (1989) 429
8. W. G. Watson: *Proc. the 1st Int'l Conf. on Spray Forming* (1990) 23
9. E. J. Lavernia: *Metall. Trans.*, **20A** (1989) 71
10. P. Mathur, S. Annavarapu, D. Apelian and A. Lawley: *J. Met.*, Oct., (1989) 23
11. T. Christman and S. Suresh: *Acta Metall.*, **36** (1988) 1691
12. S. Suresh, T. Christman and Y. Sugmura: *Scr. Metall.*, **23** (1989) 1599
13. R. F. Arsenault and N. Shi: *Mater. Sci. and Eng.*, **81** (1986) 175
14. T. G. Nieh and R. F. Karlak: *Scr. Metall.*, **18** (1984) 25
15. I. Dutta and D. L. Bourell: *Mater. Sci. and Eng.*, **112** (1989) 67