

.....
 論 文

분사성형법에 의한 SiC입자강화 알루미늄 복합재료의 제조 I. 미세조직에 대한 고찰

박종성*, 김명호*, 배차현**

Formation of SiC Particle Reinforced Al Metal Matrix Composites by Spray Forming Process(I. Microstructure)

Jong-Sung Park*, Myung-Ho Kim* and Cha-Hurn Bae**

Abstract

Aluminum alloy(AC8A) matrix composites reinforced with SiC particles(10% in vol.) were fabricated by Centrifugal Spray Deposition(CSD) process. The microstructures were investigated in order to evaluate both the mixing mode between aluminum matrix and SiC particles, and the effect of SiC particles on the cooling behaviours of droplets during flight and preforms deposited. A non-continuum mathematical calculation was performed to explain and to quantify the evolution of microstructures in the droplets and preforms deposited.

Conclusions obtained are as follows;

1. The powders produced by CSD process showed, in general, ligament type, and more than 60% of the powders produced were about 300 to 850 um in size.
2. AC8A droplets solidified during flight showed fine dendritic structure, but AC8A droplets mixed with SiC particles showed fine equiaxed grain structure, and eutectic silicon were formed to crystallize granularly between fine aluminum grains.
3. SiC particles seem to act as a nucleation sites for pro-eutectic silicon during solidification of AC8A alloy.
4. The microstructure of composite powders formed by CSD process showed particle embedded type, and resulted in dispersed type microstructure in preforms deposited.
5. The pro-eutectic silicon crystallized granularly between fine aluminum grains seem to prohibit grains from growth during spray deposition process.
6. The interfacial reactions between aluminum matrix and SiC particles were not observed from the deposit preforms and the solidified droplets.
7. The continuum model seem to be useful in connecting the processing parameters with the resultant microstructures.

From these results, it was concluded that the fabrication of aluminum matrix composites reinforced homogeneously with SiC particles was possible.

* 인하대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., University of Inha)

**부산공업대학 재료공학과(Dept. of Materials Eng., Pusan National University of Technology)

1. 서 론

기존재료의 특성개발 및 신소재의 개발을 위한 목적으로 급속 응고현상을 적극적으로 응용하는 기술이 최근들어 활발히 연구되고 있다. 그러한 연구중에서 특히 분사성형(Spray forming)기술은 용융금속을 분무화(atomization)에 의해 분사시켜 저온의 금형에 고속 충돌시킴으로써 급속응고와 Partial Consolidation, 그리고 소성변형을 동시에 부여하여 무편석의 미세결정조직을 가진 새로운 합금을 제조하는 기술로써 현재까지 다양한 연구가 진행되고 있다.⁽¹⁻¹⁰⁾ 또한 용융금속을 급속응고($>10^3$ K/S)시켜 가스분무화에 의해서 채취한 분말을 각각 압출하거나 소결하여 결정립의 미세화, 과포화고용 및 비평형 결정질상 생성으로 인한 미세조직적인 그리고 기계적인 성질의 변화에 대한 연구도 병행되어 진척되고 있는 실정이다. 이러한 급속응고를 제어하는 연구는 기존의 합금화 개념을 초월하여 새로운 고성능 강화재료의 신개발법으로 그 응용범위가 광범위하여 산업체에 점차 확산될 전망이다. 이 분사성형 기술을 이용하여 복합재료를 제조할 경우, 제2상의 미세한 고상 강화입자($<50\mu\text{m}$)가 중력편석됨을 방지할 수 있을 뿐만아니라 제2상의 첨가분율이 균일하고 폭넓게(0-35%) 조절된^(11,12) near net shape을 얻을 수 있는 장점을 갖는다. 이러한 분사성형법에는 고압의 불활성 가스로 용융금속을 분무화하여 적층시키는 가스분사성형법과 기계적인 원심력으로 용융금속을 분무화하여 적층시키는 원심분사 성형법으로 대별할 수 있다. 가스분무화를 이용하면 상당히 미세한 액적의 제조가 용이하나 원심분사성형법을 이용하면 비교적 조대한 액적이 생성된다. 그러나 분사성형에 있어 적층성형체의 응고속도제어는 이들 액적들이 기판에 적층되어 일어나는 응고과정에 크게 의존하므로 비록 생성되는 액적의 크기는 조대하다 할지라도 액적의 기판에의 충돌력이 클 경우에는 오히려 더 얇은 적층성형층(layer)을 형성하므로 그 응고속도는 더 빨라질 수 있다. 그리고 액적의 분무화에 가스를 사용하지 않으므로 적층시 포집되는 가스함량도 원심분사성형법의 경우가 가스분사성형법에 비하여 훨씬 적은 이점이 있으며 또한 생성되는 액적의 크기분포에

있어서도 원심분무화의 경우가 가스분무화의 경우에 비하여 비교적 균일한 크기의 액적생성이 가능하므로 균일한 응고에 의한 균일한 미세조직을 갖는 적층성형체를 제조할 수도 있다. 또한 원심분사 성형법의 경우 선급속응고된 분말을 이용한 P/M법보다는 훨씬 경제성이나 제조공정상에 잇점이 있으며 그리고 가스분사 성형법보다는 그 장치가 비교적 간단하고 경제적으로 적층성형체를 제조할 수도 있다. 그러나 원심분사 성형법에 의한 입자강화 금속기지 복합재료의 제조에 관한 연구는 아직 매우 미미한 실정에 있다. 따라서 본 연구에서는 여러가지 잇점을 갖는 원심분사 성형법을 채택했으며, 알루미늄합금의 분사성형시 제2상의 미세입자를 동시에 분사하여 줌으로써 이들 제2상이 균일하게 분포된 metal matrix composites 상태의 알루미늄합금 적층성형체를 제조할 경우, 급속응고 효과에 의한 기지조직의 미세화와 아울러 제2상 강화입자의 첨가에 의한 추가적인 내마모성 증대효과를 얻을 수 있을 것으로 예상된다. 본 연구의 궁극적 목표는 내마모성이 좋은 AC8A 알루미늄 합금을 기지급속으로 하여 분사성형시 SiC의 미세입자를 동시에 분사하여줌에 의하여 이들 미세 강화입자가 균일하게 분포된 알루미늄 합금 분사성형 적층체를 제조, 압출함으로써, 이들 미세 강화입자의 복합화에 의하여 강도와 연신율, 내마모성이 향상된, 그리고 급속응고 효과에 의한 기지조직의 개선에 의하여 가공성(성형성)이 향상된 알루미늄 합금 복합소재의 새로운 제조법을 개발하는데 있다. 본 연구는 이러한 연구 목표를 이루기 위한 일단계 연구결과로서, 우선 동시 분사 복합화시킨 SiC 미세입자의 기지조직에 미치는 영향관계를 이해하기 위하여, 이들 강화입자와 기지급속간의 복합화현상과 상호작용, 그리고 비산중인 액적들의 응고 거동에 미치는 이들 동시분사된 제2상 첨가입자의 영향 및 이에 따른 적층성형체의 응고조직변화 등에 대해 고찰하여 보았다.

2. 실험방법

2.1 실험장치 및 시편제작

본 연구에서는 외국의 대학과 연구소에서 많이 사용하고 있는 가스 atomizer를 이용한 용융금

속의 분사성형 장치 대신, Fig. 1에 나타낸 바와 같은 rotary atomization을 이용한 원심분사 성형장치(Centrifugal spray deposition unit)에 제2상의 미세입자를 분사할 수 있는 장치를 부착하여 사용하였다. 알루미늄 합금(AC8A)의 용해는 전기저항로를 이용하여 행하였으며, 이때 용해온도는 750°C, 턴디시(tundish)주입온도는 720°C로 하였다. 그리고 분사원반의 회전수는 5000r.p.m.으로 일정하게 하였으며 특별히 제작된 제2상 미세입자 분사기를 사용하여 강화입자(SiC)를 각각 동시 분사하였다. 이때 SiC입자의 크기는 20μm이하인 것을 사용하였다. 분사시 분말이 서로 붙어 덩어리로 분사되는 현상을 방지하기 위하여 SiC분말입자를 건조로에 넣어 105±5°C에서 1시간동안 건조후 실온으로 냉각시켜 250mesh체로 해립하여 사용하였으며, 이들 강화

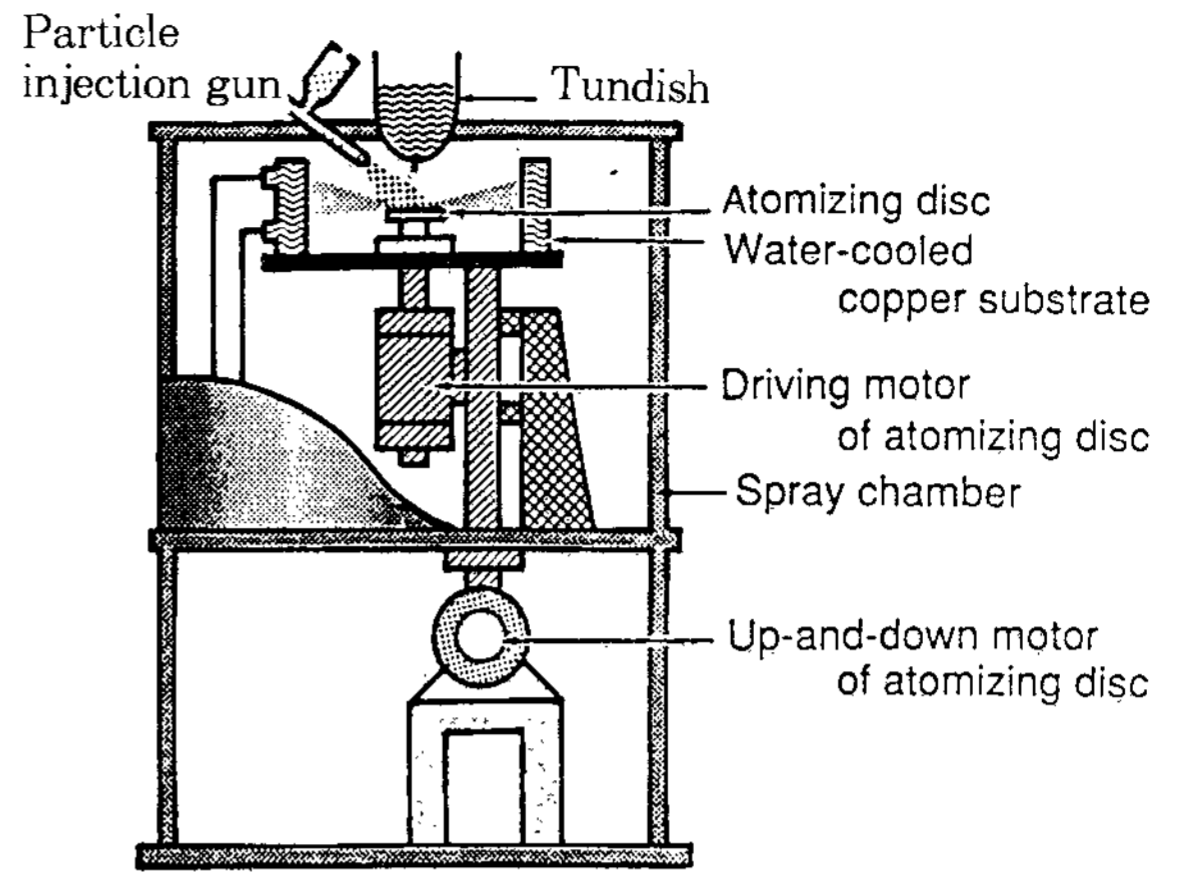


Fig. 1. Schematic illustration of centrifugal spray forming apparatus to produce particle reinforced metal matrix composites.

Table 1. Conditions for Spray Forming Process.

Specimen Group		AC8A/SiC
Matrix Material		AC8A
Melting Furnace		Electrical resistance furnace
Melting temp.		750C
Atomizing Temp.		720C
Particle injected		SiC
Shape		Angular
Size range		<20μm
Injection method		gas injection pistol
Nozzle dia. of gun		3mm
used gas for injection		argon
Gas Pressure(kg/mm ²)	purging	4.25
Tundish		graphite crucible
Preheating Temp		450C
Melt Nozzle dia.		4.0mm
Stream height		150mm
Feeding rate		20g/sec
Atomizer type & Material		Rotating disk, S. S. coated with alumina
Dimension		dia. 100 × H20
Rotating speed		5,000rpm
Up and down speed		45.4mm/sec
Substrate material		Copper
Shape and Dimension		Drum type, ID400 × OD500 × H200
Cooling method		Water cooling
Preform Shape		Ring shape
Weight		3.2~3.3kg
Dimension		OD400 × W50 × H(35-40)

입자의 분사위치는 tundish에서 자유낙하한 용탕이 분사원반상에 충돌하는 지점을 분사중심으로 하였다. 기타 본 실험에서 적용한 제반조건들은 Table 1에 나타낸 바와 같다. 본 실험에 의하여 제조된 대표적인 환원상의 적층성형체의 크기는 직경이 400mm, 폭이 약 50mm, 두께가 약 35 내지 40mm 정도로서 무게는 3.2 내지 3.3kg 정도이며, 그 형상은 Fig. 2에 나타난 바와 같다.

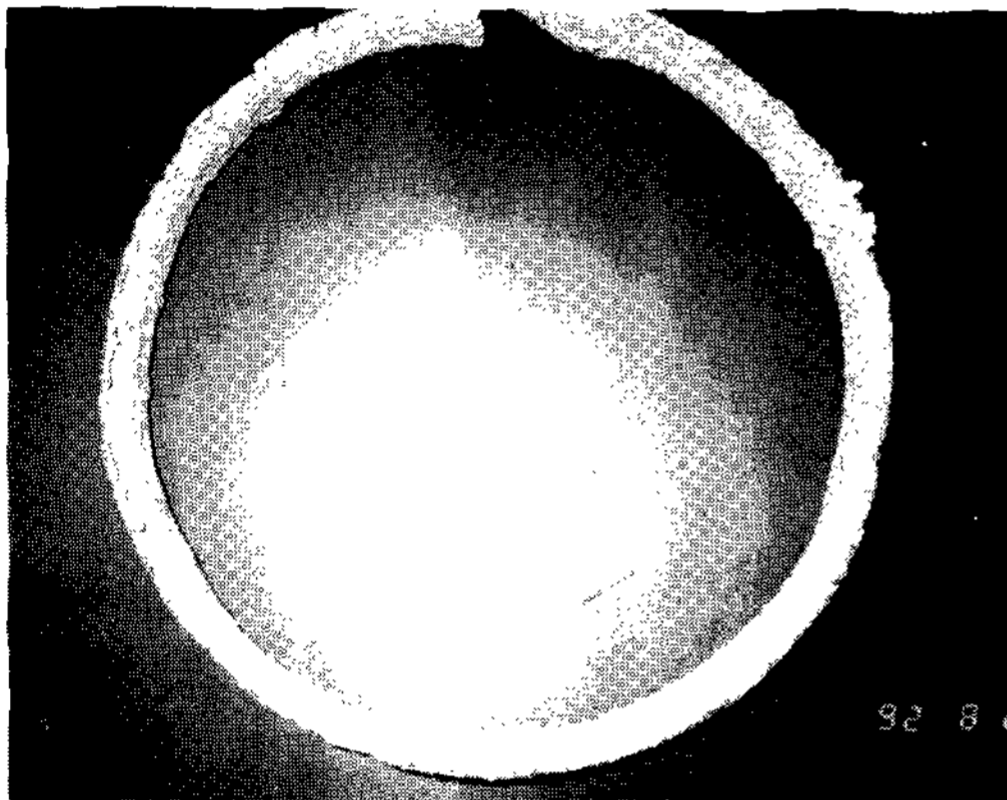


Fig. 2. Shape of AC8A deposit preform.

2.2 조직관찰

원심분사되어 환원모양으로 적층되어진 성형체에서 시편을 채취하여 광학현미경과 SEM/EDX를 이용하여 미세조직 관찰을 시도하였다. 액적의 형상과 크기분포, 복합성형체의 응고조직, 그리고 금속기지와 제2상의 강화입자간의 계면 반응성에 대해 주로 관찰하였으며, 정출되는 공정조직의 형상에 대하여도 관찰하였다.

2.3 컴퓨터 시뮬레이션

원심 분무화되어 분사 비행중인 알루미늄 합금의 액적들과 동시 분사한 제2상 미세입자간의 열적 상호작용에 대한 이론적 고찰을 SIMNON program을 바탕으로 한 유한차분법을 도입하여 컴퓨터 시뮬레이션으로 행하여 보았으며, 분사적층 응고시의 열전달 현상에 대하여도 고찰하여 보았다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 원심분사 액적의 형상과 크기

Fig. 3은 Table 1에 나타낸 표준 분사조건하에서 알루미늄 합금(AC8A)의 단독 분사 Fig. 3. a와 알루미늄 합금(AC8A)에 SiC를 동시분사한 각각의 경우에 제조된 액적들 Fig. 3. b의 응고된 형상을 SEM으로 관찰한 결과이다.

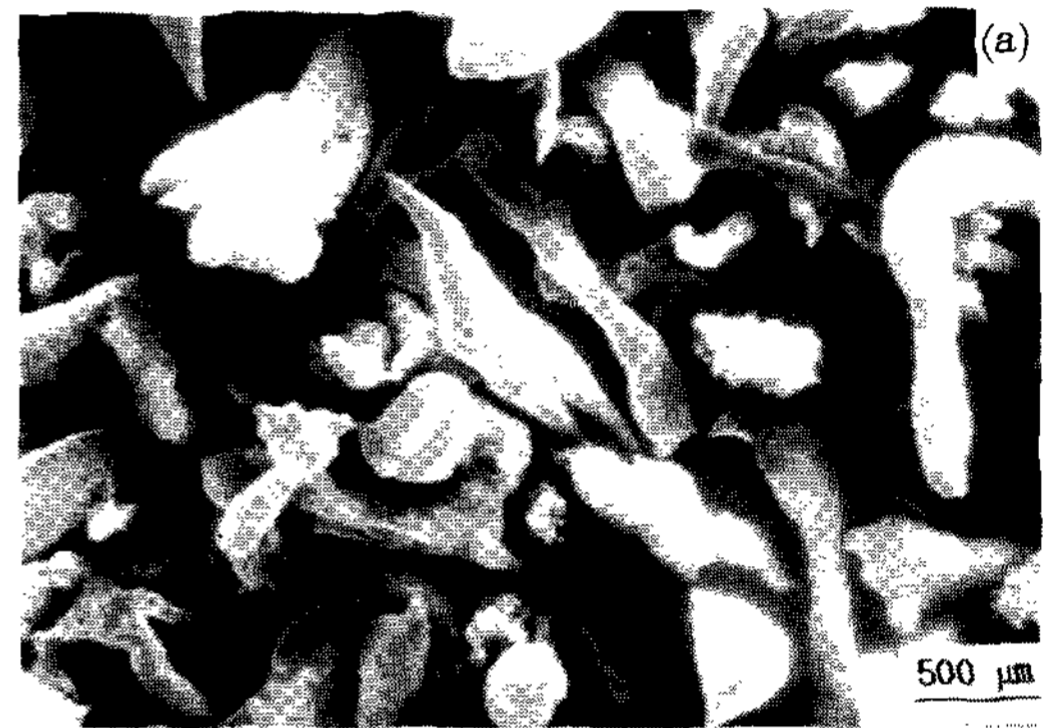


Fig. 3. Morphologies of powders produced.

(a) AC8A droplet (b) AC8A + SiC droplet

이에 의하면, 모두가 주로 ligament type의 액적을 형성함을 알 수 있다. 그러나 액적의 크기가 100μm 이하인 경우에는 비교적 구형을 나타냄을 알 수 있었다. 이들 응고된 액적들을 표준체로 분류한 결과가 Table 2에 나타나 있으며, 이에 의하면 그 크기가 300-850μm 정도의 조대한 액적들이 60% 이상됨을 알 수 있었다. 이에 대한 이론적인 배경을 살펴보면^{13,14)}, 원심분무법에 의해 형성되는 액적의 형상은 용탕의 공급량

(feeding rate)에 의존하게 되며 ‘직접액적형성(direct droplet formation)’, ‘띠형성(ligament disintegration)’, ‘판형성(film disintegration)’의 세가지 형태로 분리된다고 한다. 용탕의 공급속도가 매우 낮은 경우에는, 용융금속이 고속으로 회전하는 분사원반상의 가장자리로 동심원의 물결모양을 형성하여 퍼져 나아가면서 액상 테(liquid thread)를 형성하며, 이들은 결국 원심력에 의하여 분리되어 위성분말 또는 2차 액적으로 분리되는 매우 작은 액적을 형성한다(직접액적형성). 그러나 용탕의 공급속도가 점점 증가함에 따라 액상들기(liquid column)가 형성되어 얇은 띠 형태로 발전된 후 결국 분리되어 액적을 형성한다. 이러한 띠형성에 의하여 형성되는 액적의 형상은 형상비(aspect ratio)가 비교적 크게 연신된 액적이 많아진다(띠형성). 그리고 용탕의 공급속도가 더욱 증가하면 ligament를 형성하기 보다는 판형태의 액상막이 분사원반의 가장자리에 형성되며, 이들이 불규칙하게 분리되어 액적을 형성한다. 이 기구에 의하여 형성되는 액적의 형태는 ligament를 형성할 때와 비슷하나, 그 크기는 더크다(판형성). 따라서 본 실험조건하에서 제조된 액적들이 ligament type을 형성하는 주된 이유는, 단위시간당의 용탕의 공급속도가 비교적 높아 분사원반 끝에서 곧바로 액적화되지 못하고 film 또는 ligament type으로 분사되었기 때문으로 여겨진다. 그러나 분사액적의 형상이 비록 구형이 아닐지라도 본 실험이 분말제조 목적이지 아니므로 분사적층성형에는 액적의 형상이 그리 큰 영향이 없을 것이 예견된다.

그러나 분사성형에 있어 보다 중요한 공정 인자는 생성되는 액적의 크기이다. 직접 액적형성 기구에 의하여 형성되는 액적의 크기는 많은 연구자들^{15~18)}에 의하여 연구되었으며, 이들은 다음과 같이 액적의 크기에 용탕의 표면장력을 곱한 값은 액적의 질량에 가속력을 곱한 값에 비례한다는 가정에 기초하였다.

$$d \cdot r_1 \propto \pi \cdot d^3 \cdot \rho_1 \omega^2 \cdot D_s / 12 \quad (1)$$

이 식을 다시 정리하여 액적의 평균크기를 나타내면 다음과 같다.

$$d = (\text{cont} / \omega) \cdot (r_1 / D_s \rho_1)^{1/2} \quad (2)$$

특히 Taylor¹⁷⁾는 분사원반의 가장자리에 부착되어 있는 액상막이 회전에 의하여 가속되는 액상표면의 불안정성때문에 ligament를 형성한다고 가정하고, 분사원반 가장자리의 ligament나 액상이 물결모양을 이룰때 바로 이웃하는 용탕돌기(protuberances)간의 평균거리 λ_1 은 아래와 같이 주어진다고 하였다.

$$\lambda_1 = (\text{const} / \omega) \cdot (r_1 / \rho_1 D_s)^{1/2} \quad (3)$$

여기서 상수는 액상막의 두께에 의존한다. 용탕과 대기와의 계면은 파수($K (= 2\pi / \lambda_1)$)가 임계값($K_c (= \rho_1 \omega^2 D_s / 2r_1)^{1/2}$)보다 작을때 불안정하게 되고, 이때 ligament로부터 액적이 형성된다고 하였다.

또한 Champagne과 Anger¹⁹⁾는 회전하는 전극에 의한 액적의 제조시 생성되는 액적의 크기를 예측하고자 시도하였으며, 이때 액적크기에 영향을 미치는 인자들의 상호관계를 역행분석(regression analysis)법에 의하여 다음과 같이 구하였다. 이들의 결과식은 원심분사시 ligament의 형성을 기술한 Taylor의 이론과 잘 일치하고 있다.

$$d_{50} = 4.027 \times 10^6 (1 / \omega^{0.95}) (1 / D^{0.61}) (r / \rho)^{0.42} Q^{0.12} \quad (4)$$

ω : 회전 각속도 (radian/s)

D : 전극의 직경 (m)

Q : 전극의 용융속도 (m^3/s)

r : 액상의 표면장력 (N/m)

ρ : 액상의 밀도 (kg/m^3)

(4)식을 이용하여 원심분사법에 있어 분사원반의 회전속도에 따라 형성될 수 있는 액적의 평균 크기를 예측하기 위해서 컴퓨터 시뮬레이션을 행하여 보았다. 그 결과 분사원반의 회전수가 감소할수록 형성되는 액적의 크기는 지수함수적으로 커지지만, $200\mu\text{m}$ 이하의 평균액적 분포를 얻기 위해서는 분사원반의 회전수가 20,000r.p.m. 이상이 되어야 함을 알 수 있었다. Anger²³⁾에 따르면, Be, Mg, Al, Ti같은 경금속들은 보통의 회전수를 갖는 원심분사방법에 의해서 얻을 수 있는 액적의 크기는 상당히 조대하고 $15\sim 20\mu\text{m}$ 의 평균액적의 크기를 얻기 위해서는 각속도가

10⁶r.p.m정도가 요구된다고 한다. 본 실험에서의 분사원반의 회전속도는 5,000r.p.m으로 생성되는 액적의 평균크기는 약 600 μ m로 예측되었다. 한편 Table 2에 나타낸 실측결과에 의하면 크기가 600 μ m 정도인 액적의 분포가 60% 이상이었다. 본 실험에서 비록 폭넓은 분포(300~850 μ m)의 액적크기를 얻었지만 위와 같은 이론적인 예측으로 미루어볼때 (4)식에 의한 예측결과와 본실험의 결과는 비교적 잘 일치한다고 볼 수 있다.

3.2 SiC입자의 복합화 기구

분사성형에 있어서 제2상 입자의 동시분사를 통하여 제조한 입자강화 복합재료의 미세조직은 제조조건, 그리고 액적과 동시분사되는 입자의 특성에 따라 분사 비행중에 일어나는 상호작용에 의한다. 분사성형시 제2상 입자가 비행중에 모상 합금에 복합화(mixing mode of particle-attached droplet)되는 형태는 크게 나누어 "Dispersed type"과 "Cell type"으로 나눌 수 있다²⁾. 동시에 분사되는 입자들이 분사중에 액적내에 침투하는 particle-embedded droplets를 형성하거나, 액적의 표면에 부착되어 particle-attached droplets을 형성하는지의 여부는 다음과 같은 조건들에 의해서 결정된다.

- 1) 액적과 투입되는 입자간의 비중차이
- 2) 투입되는 입자의 크기
- 3) 젖음성
- 4) 액적과 강화입자간 상대속도의 크기
- 5) 분사방법

본 실험에서 관찰된 바에 의하면 Fig. 4. a에서 보는바와 같이 분사원반상에서 입자와 합금용탕의 복합화가 우선적으로 일어나 일단 액적들은 embedded type을 보이며, 이들이 기관상에 연속 적층된 성형체에서 채취한 시료의 단면조직 Fig. 5은 강화입자가 매우 균일하게 분산된 Dispersed type을 나타냄을 볼 수 있었다.

이들 강화입자가 액적의 내부에 침투하는 기구를 살펴보면 다음과 같다. 용탕은 분사원반의 중심을 향하여 자유낙하하여 분사원반상에 melt pool을 형성한다. 그리고 강화입자는 별도의 분사기를 통하여 투입되며, 이때 분사원반상에 대한 강화입자의 충돌력이 분사원반상의 액상이 갖는 표면장력을 극복하는 조건이 주어지면 역학적으로 강화입자는 분사원반상의 melt pool속으로 침투될 수 있다. 따라서 분사원반상에서의 복합화는 분사원반상에 존재하는 액상의 표면장력과 분사투입되는 강화입자의 운동에너지 간의 평형 상태에서 결정될 것이다. 이에대한 이론적 고찰 결과²⁾에 의하면 분사원반상의 액상에 충돌하는 강화입자의 운동에너지는 알루미늄 합금 액상의 용융온도에서의 표면장력보다 약 10배정도 더 큼을 알 수 있다. 이는 SiC입자가 거의 모두 분사원반상에서 알루미늄 액상속으로 침투가능함을 의미한다. 그리고 SiC입자의 밀도(3210kg/m³)는 액상 알루미늄 합금의 밀도(2385kg/m³)보다 더 크기 때문에 부력에 의한 부상 없이 분사원반상의 알루미늄 액상중에 침투 복합화되지 않고 각기 분리되어 비행중에 복합화되었다 하여도, 액적의 내부에 강화입자가 침투되는

Table 2. Size distribution of droplets(wt.%)

droplet groups	AC8A	AC8A/SiC
75 μ m	0.45	0.03
106 μ m	1.12	0.22
150 μ m	4.45	0.65
212 μ m	7.49	3.38
300 μ m	10.15	18.90
425 μ m	14.48	20.64
600 μ m	20.10	20.38
850 μ m	16.89	17.64
1180 μ m	13.36	10.46
1700 μ m	7.31	6.00
2360 μ m	2.74	1.68

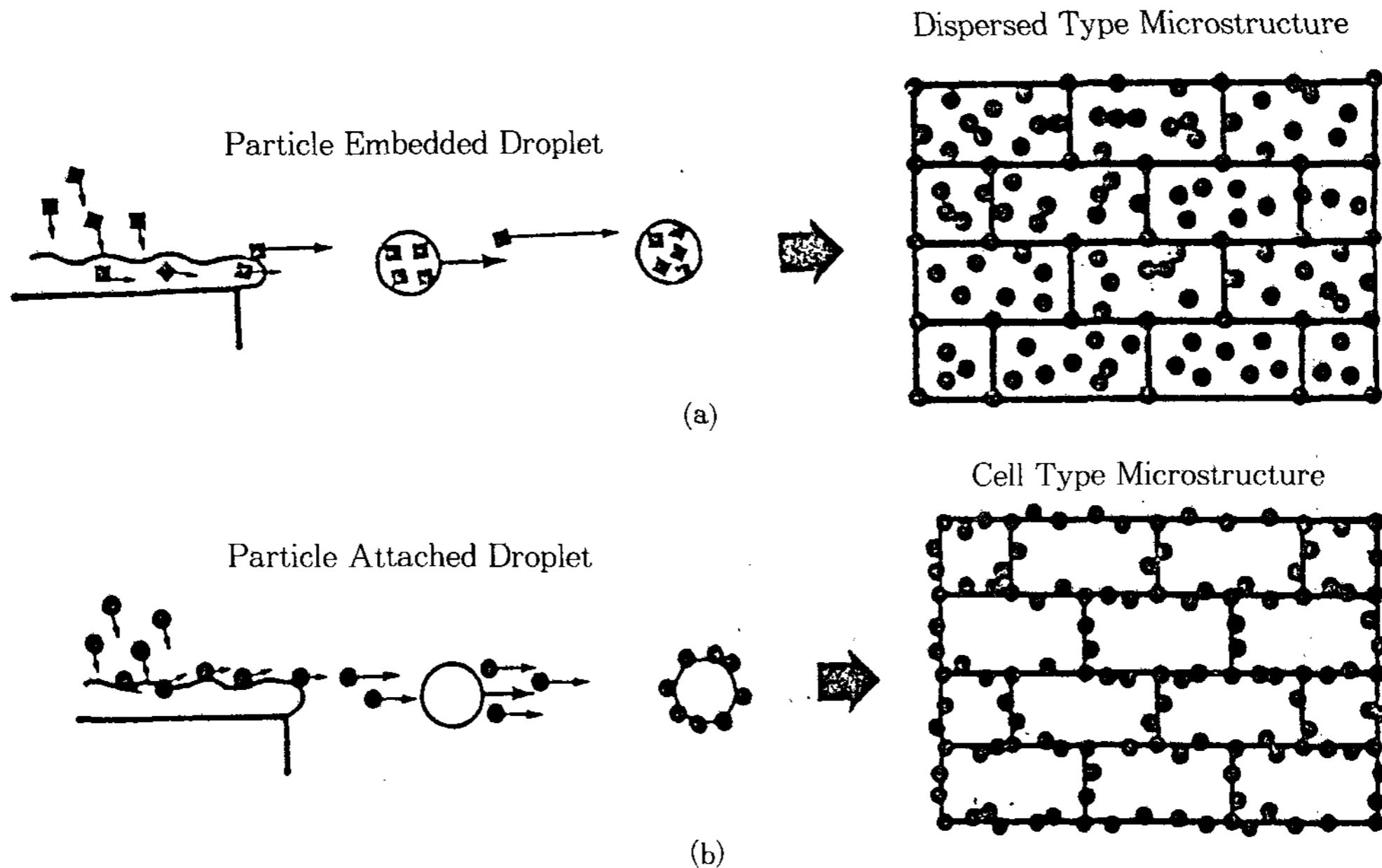


Fig. 4. Schematic comparison of mixing modes between. (a) particle embedded and (b) particle attached types.

embedded type의 미세조직을 보일 것이다. 이는 분사원반상에서 분사된 액적의 평균크기가 300-850 μm 라 할때, 이론적계산에 의하면 분사원반을 이탈하는 액적의 초기비행속도는 25.1-14.1m/s이고 20 μm 크기인 SiC입자의 초기비행속도는 51.8m/s이므로 액적과 강화입자간의 비행속도차(약 2배)에 의하여 비행중 충돌에 의하여 액적의 내부에 강화입자가 충분히 침투될 수 있기 때문이다.

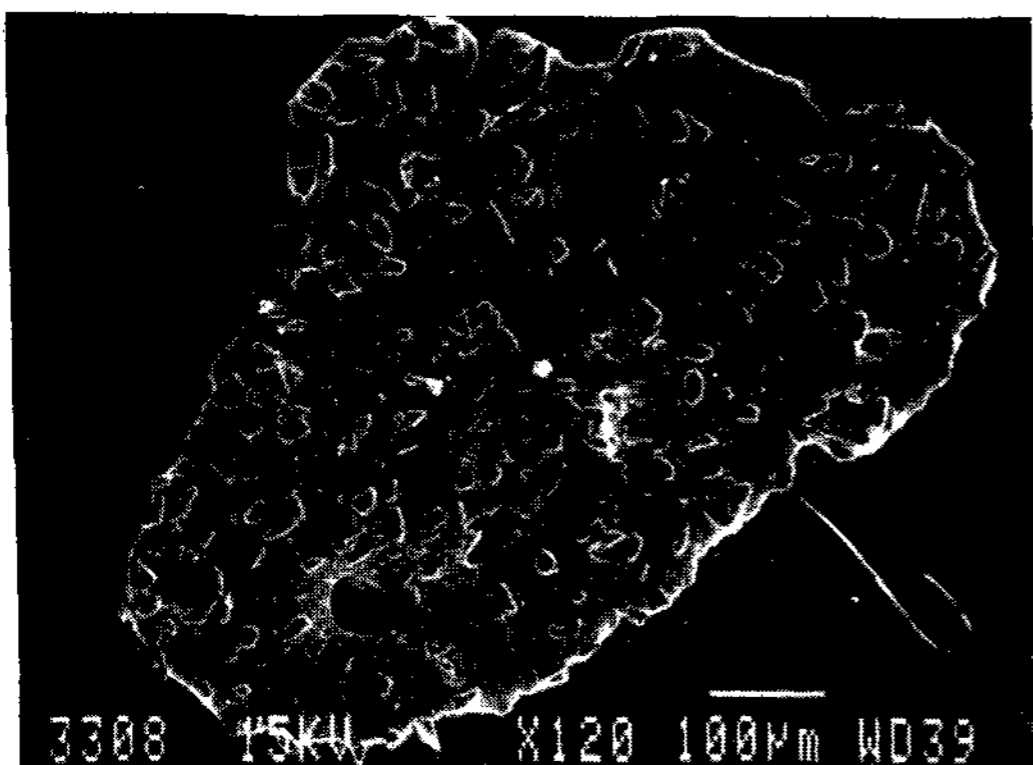


Fig. 5. Microstructure of solidified droplets.

3.3 알루미늄합금 액적의 비행속도와 응고속도
 액적이 분사원반상에 접촉하고 있는 단면적(A)에 작용하는 계면에너지와 분사원반의 원심력과 평형이 깨질때 액적은 비행하기 시작한다고 가정하면, 액적이 분사원반의 가장자리를 이탈하려는 순간의 초기속도는 다음과 같이 주어진다.

$$Ar = mV^2/R \tag{5}$$

분사원반의 회전속도와 강화입자의 복합화에 따른 밀도변화를 고려하면 다음과 같다.

$$V_0 = [3Rr/2d\{\rho_d(1 - V_p) + V_p\rho_p\}]^{1/2} \tag{6}$$

(N/60)

ρ_p : 강화입자의 밀도
 V_p : 강화입자의 체적율

그런데 액적이 비행할때는 공기저항이 작용하므로 공기저항에 의한 액적 비행속도의 감속효과는 다음과 같이 표현된다.

$$ma = F_{drag} (= A_c\rho_g V_r^2 C_D/2) \tag{7}$$

따라서 윗식에 의해서 공기의 저항에 의하여 감속되는 속도는 다음과 같이 정리된다.

$$\Delta V = (1.5\rho_g V_r^2 C_D X / d\rho_d)^{1/2} \quad (8)$$

그러므로 공기저항이 고려될때 임의 비행거리에서 액적의 비행속도는 다음과 같다.

$$V_{d(X)} = V_0 - [(1.5\rho_g V_r^2 C_D X / d\{\rho_d(1 - V_p) + V_p\rho_p\})^{1/2}] \quad (9)$$

이 식을 이용하여 알루미늄 합금 액적과 SiC가 복합화된 알루미늄 합금 액적 각각의 비행거리에 따른 비행속도의 변화를 이론적으로 계산하여 보면 Fig. 6과 같으며, 이 경우 크기가 작은 액적이 비행속도가 더 큼을 알 수 있다.

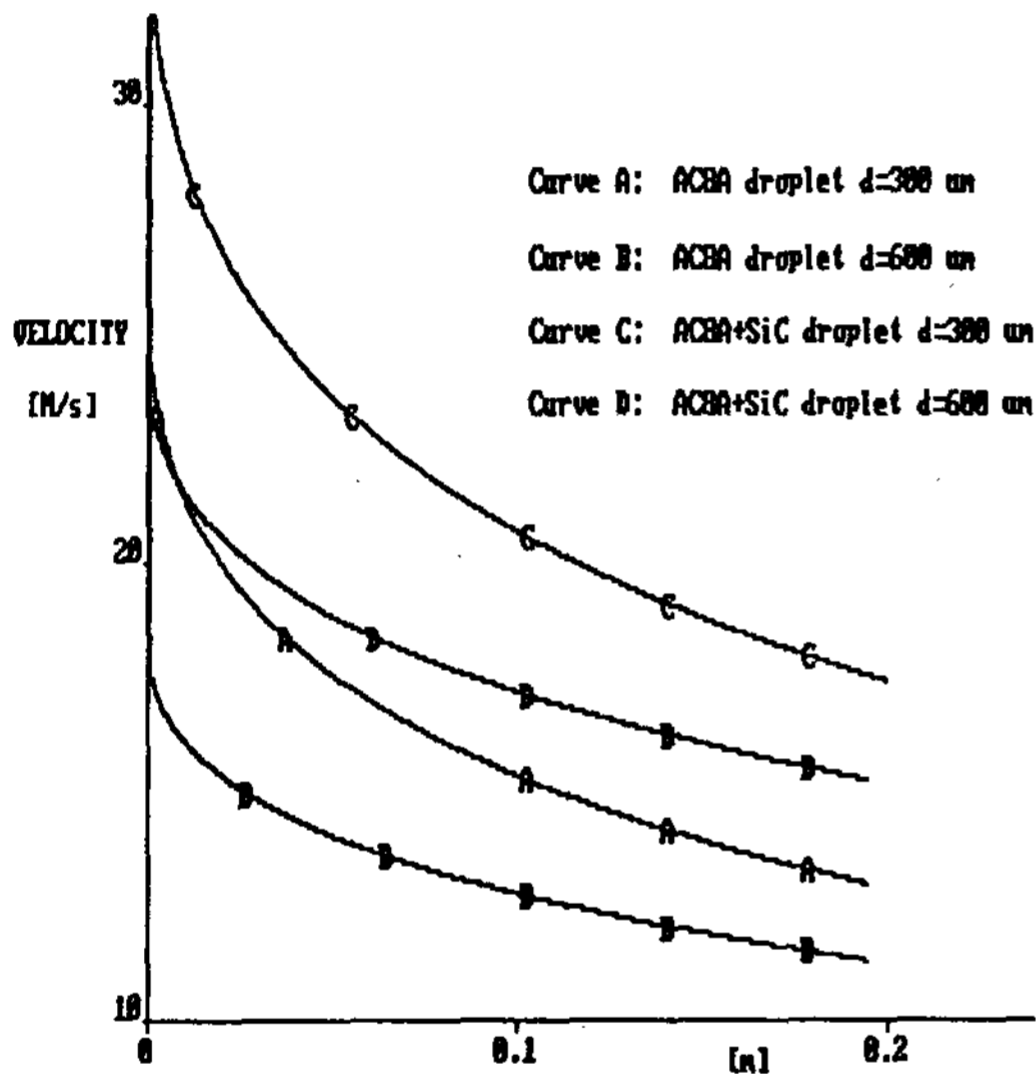


Fig. 6. Calculated variation of velocities for AC8A and composite droplets with flight distance from atomizing disc in CSD process.

분사원반의 가장자리에서 액적이 분사원반 원주의 접선 방향으로 분사된다고 하면 분사초기에 분사원반에서 200mm 떨어진 기관까지 액적의 실제 비행거리는 193.6mm가 된다. 본 실험에서 행한 시뮬레이션은 분사원반의 끝(edge)을 원점으로 설정했으며, 300um 크기의 AC8A 알루미늄 합금 액적의 비행속도는 액적기관까지 비행거리인 193.6mm에서 12.96m/sec로 감소되었고, SiC가 복합화된 액적은 17.55m/sec로 감소된 결과를 얻었다. 기관상의 충돌지점 193.6mm에서 600um 크기의 AC8A액적과 SiC가 복합화된 액적의 비행속도는 각각 11.29m/sec, 15.24m/sec로 계산되었다.

그리고 분사성형시 분무화되는 액적들은 Newton의 냉각조건²⁵⁾을 만족하게 되어 액적내부의 온도구배가 없으며, 또한 복사에 의한 열손실은 방열에 의한 열손실보다 매우 적으므로 없는 것으로 가정하고, 또한 알루미늄 합금 액적내에 침투하여 고르게 분포하고 있는 SiC입자는 열전도도가 극히 나빠 분사 비행중 알루미늄 액적의 열량을 거의 흡수할수 없다고 가정할 경우, 분사 비행거리에 따른 복합화된 액적의 온도 변화는 Fig. 7과 같다. 한편 15wt.% SiC입자가 분사비행중 액적으로부터 흡수한 열량에 의해 증가되는 온도를 계산해본 결과 열량흡수의 효과는 미약함을 알 수 있었다.

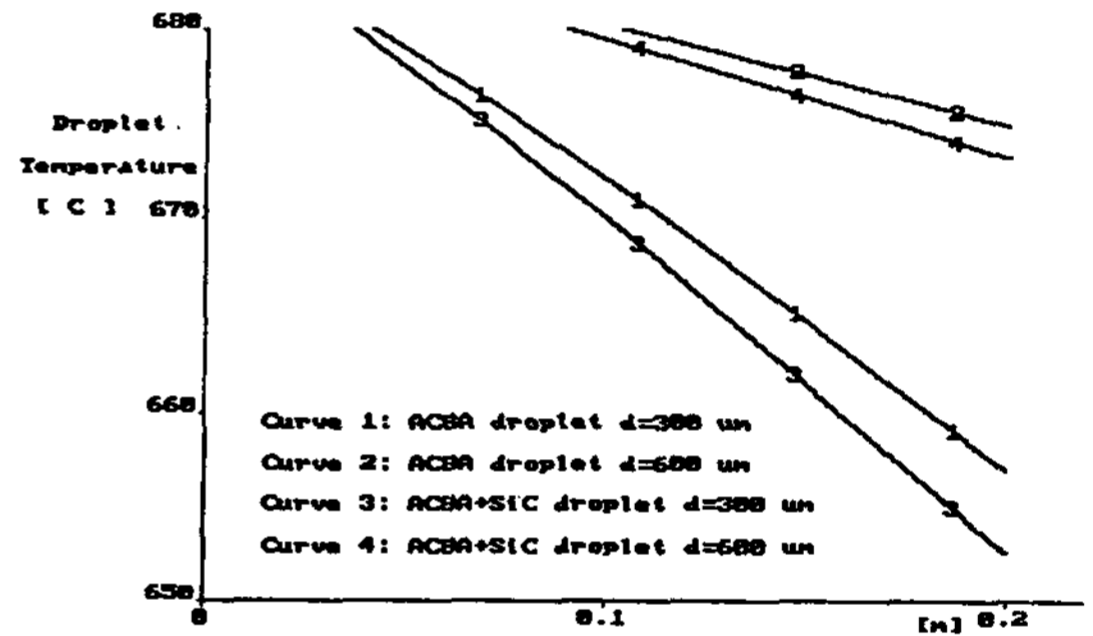


Fig. 7. Calculated variation of droplet temperatures.

3.4 액적의 응고조직

Fig. 8는 단독분사한 알루미늄 합금(AC8A)의 미세조직을 SEM으로 관찰한 조직사진으로서, 시편 전면에 걸쳐 미세한 수지상조직이 잘 발달되어 있음을 알 수 있다. 이와같이 응고시의 냉각속도가 증가할 경우 수지상조직이 미세하여짐은 이미 잘 입증되어 있다. 즉 이차 수지상의 간격(dendrite arm spacing) λ 와 냉각속도 ϵ 사이에는 다음의 지수관계가 존재하며, 알루미늄 합금의 경우 냉각속도 $0.002 < \epsilon < 30(K/S)$ 의 범위내에서 $K = 50\mu m(K/S)^n$, $n = 1/3$ 이다.

$$\lambda = K\epsilon^{-n} \quad (10)$$

이러한 관계식은 Matyja등의 지속적인 연구에 의하여 $\sim 10^6 K/S$ 까지의 범위로 확장되었다. 또한 응고영역(freezing range)내에서 등온을 유지할 경우 등온유지시간 t_0 에 따른 수지상 조직의 연속적인 조대화 현상으로부터 다음의 관계식이

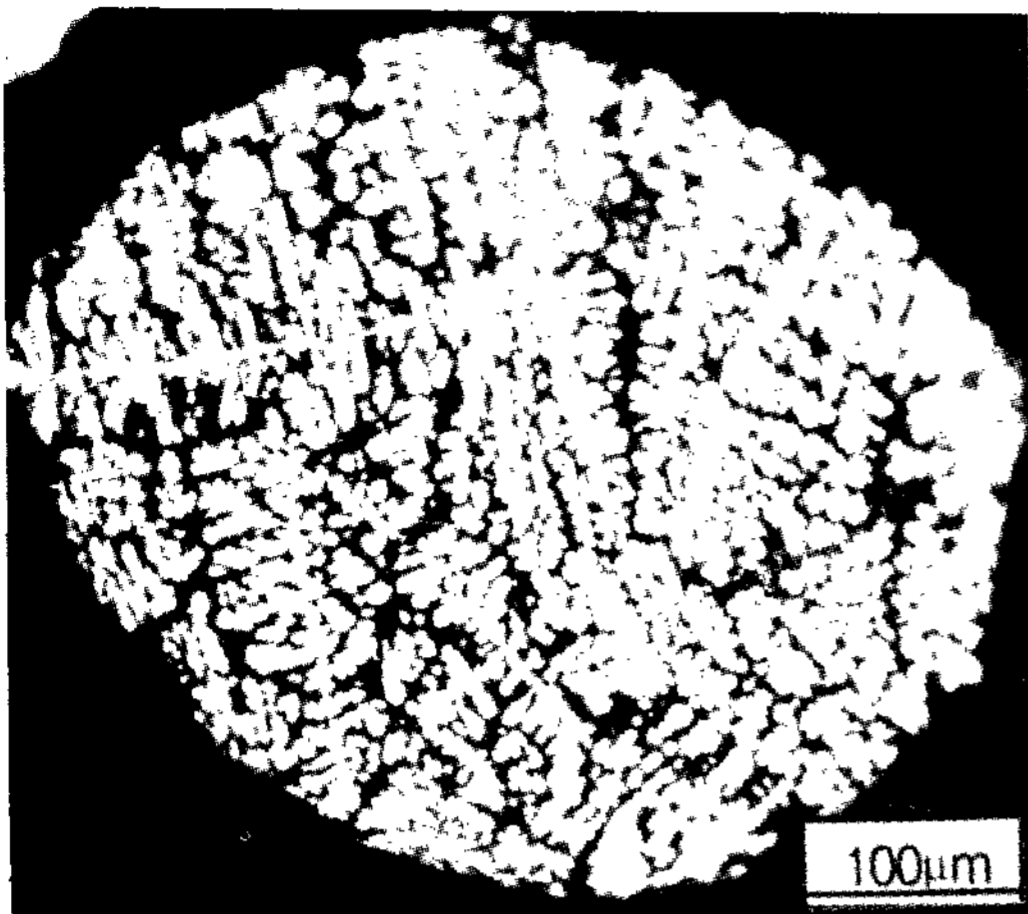


Fig. 8. Microstructure of AC8A solidified droplets.

보고된 바 있다.

$$\lambda = K \cdot t_0 \tag{11}$$

만약 이 경우 응고영역을 통하여 연속냉각을 한다고 가정하면, $t_0 = \Delta T_0 / \epsilon$ 이므로, $n = 1/3$ 을 취하면 $K_1 = K_2 \Delta T_0^{1/3}$ 이 되어 앞의 이차 수지상 간격(λ)과 냉각속도(ϵ)간의 지수관계와 동일함을 알 수 있다. 위 (식 10)에 표현된 이차 수지상 간격(secondary dendrite arm spacing) λ 와 냉각속도(ϵ)간의 관계로 부터 알루미늄 합금(AC8A) 액적의 분사비행중 냉각속도를 유추하여 보면 대략 800K/s 정도임을 알 수 있다. 한편 Newton의 냉각조건을 만족하며 액적의 과냉도를 고려하지 않을때 액적의 분사비행중 냉각속도를 나타낸 식은 다음(식 12)와 같으며, AC8A액적의 크기에 따른 분사비행중의 냉각속도와 AC8A액적과 SiC의 복합화된 액적의 분사비행중 냉각속도를 시뮬레이션을 바탕으로 각각 Fig. 9에 나타내었다.

$$(dT/dt) = 6h(T_d - T_g) / (d[1 - V_p]Cd\rho_d + V_p C_p \rho_p) \tag{12}$$

계산결과에 의하면, 600µm를 갖는 AC8A액적의 경우 냉각속도는 600-800K/s 이었고 300µm를 갖는 AC8A액적은 2000-3000K/s의 냉각속도를 나타내었다. 또한 600µm에서 SiC입자로 복합화된 액적의 경우에는 그 냉각속도가 1000-1200K/S 이었고, 300µm크기에서는 2000-

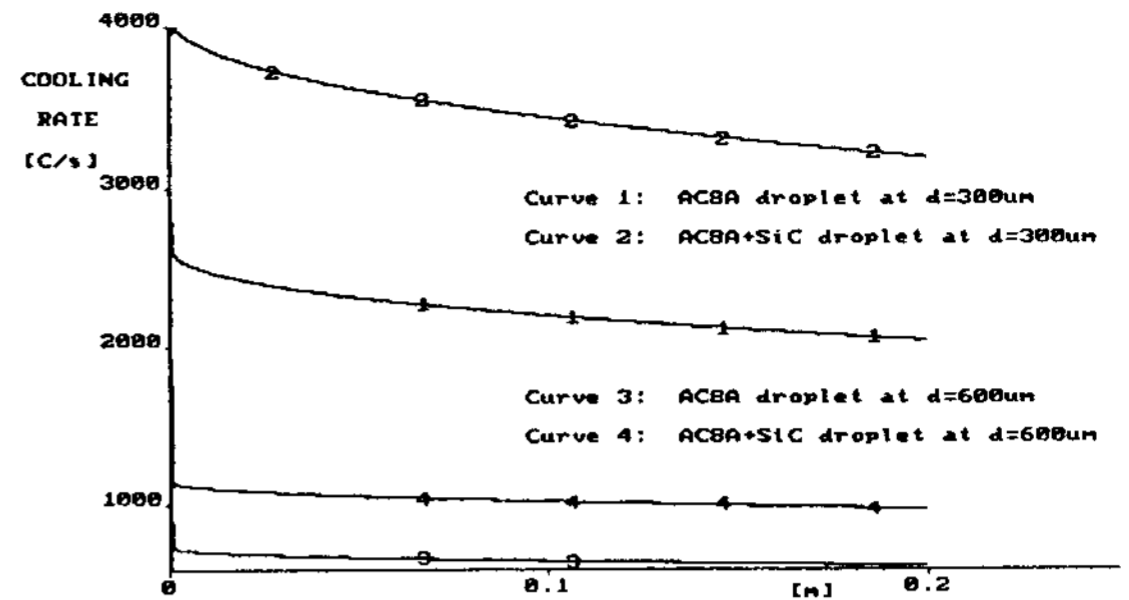


Fig. 9. Calculated variation of cooling rates for AC8A and composite droplet with the flight distance.

3000K/s로 계산되었다. 이런 결과로 미루어 실제 액적의 냉각속도에 큰영향을 미치는 인자는 액적의 크기와 강화입자임을 알 수 있었다. SiC입자가 복합화되지 않은 액적의 응고조직 Fig. 8은 잘 발달된 수지상조직임을 볼 수 있고, SiC입자가 복합화된 액적의 응고조직 Fig. 10은 아주 미세한 등축정의 조직으로 나타났으며 결정립간의 공정조직은 층상이 아닌 독립된 공정조직을 보였다. 그리고 시편의 조직 Fig. 11을 관찰해본 결과 복합화된 SiC입자 주위에 미세한 공정 실리콘의 상이 정출하였음을 관찰할 수 있었다. 이는 SiC입자의 복합화에 의하여 액적에 복합화된 강화입자의 부근에서 국부적으로 과냉도가 증가하여 냉각속도에 영향을 주었을 것으로 여겨지며, SiC입자가 공정실리콘의 핵생성자리로 작용

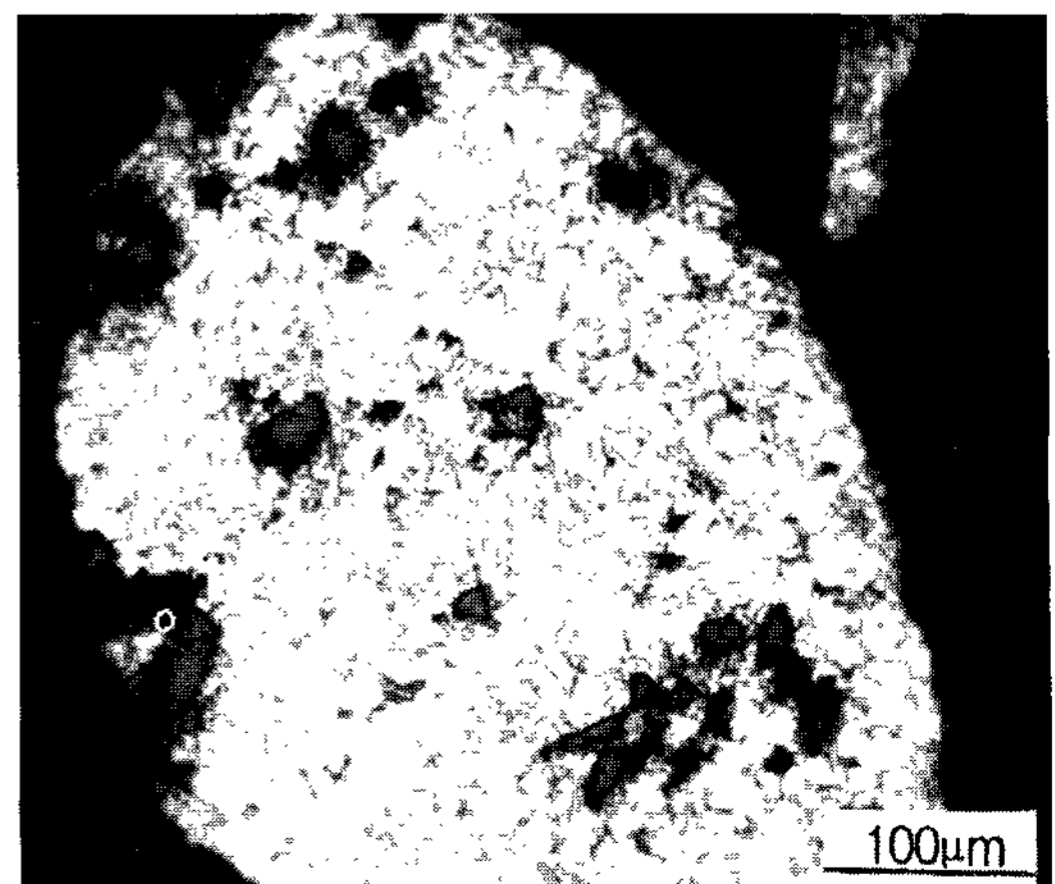


Fig. 10. Microstructure of AC8A/SiC composited powders.

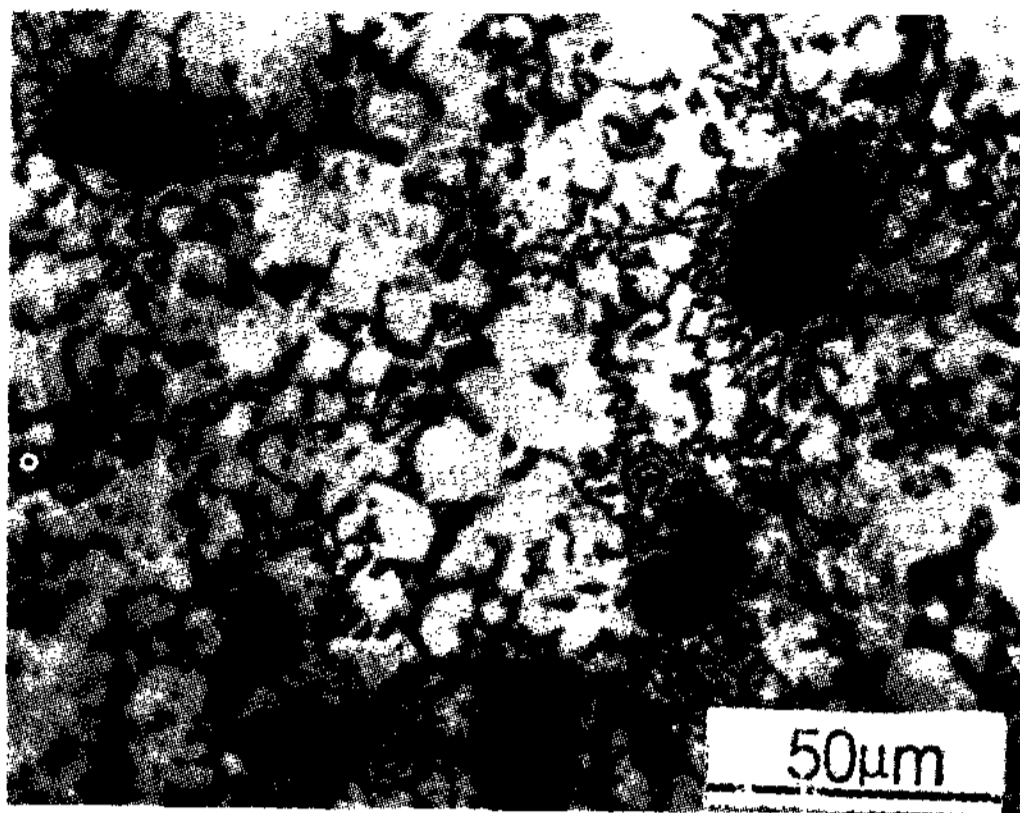


Fig. 11. Effect of SiC particles on the solidified microstructure.

한 것으로 여겨진다. 따라서 액적에 복합화된 강화입자가 국부적인 열흡수체(heat sink)로 작용하였음을 알 수 있고, 그 결과 SiC입자와 액적사이의 계면에너지가 낮아지는 조건이 이루어졌기 때문으로 여겨진다.

3.5 적층 성형체의 미세조직

적층성형체의 기지조직을 관찰한 결과, 결정립계에 독립적인 입상의 공정실리콘의 조직이 관찰되었다. 이는 동일한 조성의 금형주조조직에 관찰되는 수지상정간의 층상조직과는 아주 다른 조직이다. 냉각속도에 따른 공정조직의 변화를 비교하여 본 결과 동일한 냉각속도일지라도 금형주조일 경우는 층상의 공정조직을 나타내는 반면, 적층성형된 성형체의 경우는 입상의 공정조직을 보였다. 이를 미루어볼 때, 동일한 냉각속도일지라도 금형주조에서는 온도구배가 크고 응고속도가 느린 조건이 주어져 수지상정간에 층상의 공정조직이 나타나고, 적층성형체에서는 온도구배가 작고 응고속도가 큰 조건이 주어져 응고계면에 고농도 실리콘이 편석되고 그 결과 초정 알파의 생성이 억제되어 입상의 공정조직으로 정출된 것으로 여겨진다. 결정립간에 생성되는 입상의 공정조직을 미세화시키려면 용탕의 과냉도를 높이는 것이 유효함을 알 수 있다. 한편 적층성형체의 미세조직은 Fig. 12에 나타낸 것처럼 적층 성장방향에 따라 응고되는 양상이 다르게 나타남을 알 수 있다. 그리고 적층성형체 하부에서 관찰된바에 의하면, 분사된 액적이 비행중에 부분적

으로 응고되어 핵생성된 액적이 적층될 경우에는 기지조직이 수지상으로 성장하였고 완전한 액상으로 적층된 경우에는 미세한 cellular조직으로 응고하였음을 알 수 있다.

한편 적층성형되는 과정이 단속적으로 발생된다고 가정할 때 즉 하나의 액적이 Δt 의 시간간격으로 기판에 차례로 적층되어 응고된다고 할때, 이것은 역으로 적층성형층을 분사적층방향으로 수십개로 분리(nodes)한 것으로 생각해볼 수 있으며 노드(node)로 분리된 각각의 성형층 내부는 다시 상층부, 중간부, 기판부로 나눌 수 있다. 이렇게 함으로써 각부위의 온도계적(ΔT (상층부), ΔT (중간부), ΔT (기판부))을 시간(t)의 함수로써 Plot할 수 있으며 이 온도계적들은 액적이 기판에 충돌될때 가장높은 온도를 나타낸 후 대수함수적으로 증가하는 양상을 보인다¹⁾. 본 연구에서는 이 온도계적들을 두께의 함수로써 예측해 보았으며 상층부, 중간부, 기판부의 두께에 따른 온도변화를 Fig. 13에 나타내었다. 이에 의하면 상층부의 온도가 기판부의 온도보다 훨씬 더 높음을 알 수 있다. 따라서 성형체의 각 부위에 대한 미세조직도 영향을 받을 것이라고 예측되며, 본 연구에서 관찰된 미세조직 Fig. 12에 의하면 냉각수로 일정한 온도를 유지시켜주는 기판(substrate)부의 미세조직은 매우 미세하게 관찰되고, 중간부는 약간 조대하게 그리고 상층부 근처는 상당히 조대한 조직을 관찰할 수 있었다. 이것은 상층부에서는 적층표면층의 온도가 상당히 높아진 상태이므로 새로이 적층된 액적의 응고가 느리게 일어나는 반면에 기판부 근처에서는 적층표면의 온도가 상대적으로 상당히 낮아 급속 응고되었기 때문이라고 여겨진다.

3.6 계면반응

분무화(Atomization)중에는 열전달이 매우 효과적으로 이루어진다. 즉, 상대적으로 낮은 공정 온도를 유지할 수 있기 때문에 복합재료의 성질에 나쁜 영향을 주는 계면반응이 최소화 될 수 있다. 분사성형법이 아닌 다른 공정으로 Al₂O₃/AC8A의 복합재료를 제조할 경우 상대적으로 현저한 계면 반응층을 볼 수가 있다. Al₂O₃/AC8A 복합재료를 용탕단조공정으로 제조할 때, 강화상과 기지금속간의 계면반응층이 발생하는데 열노

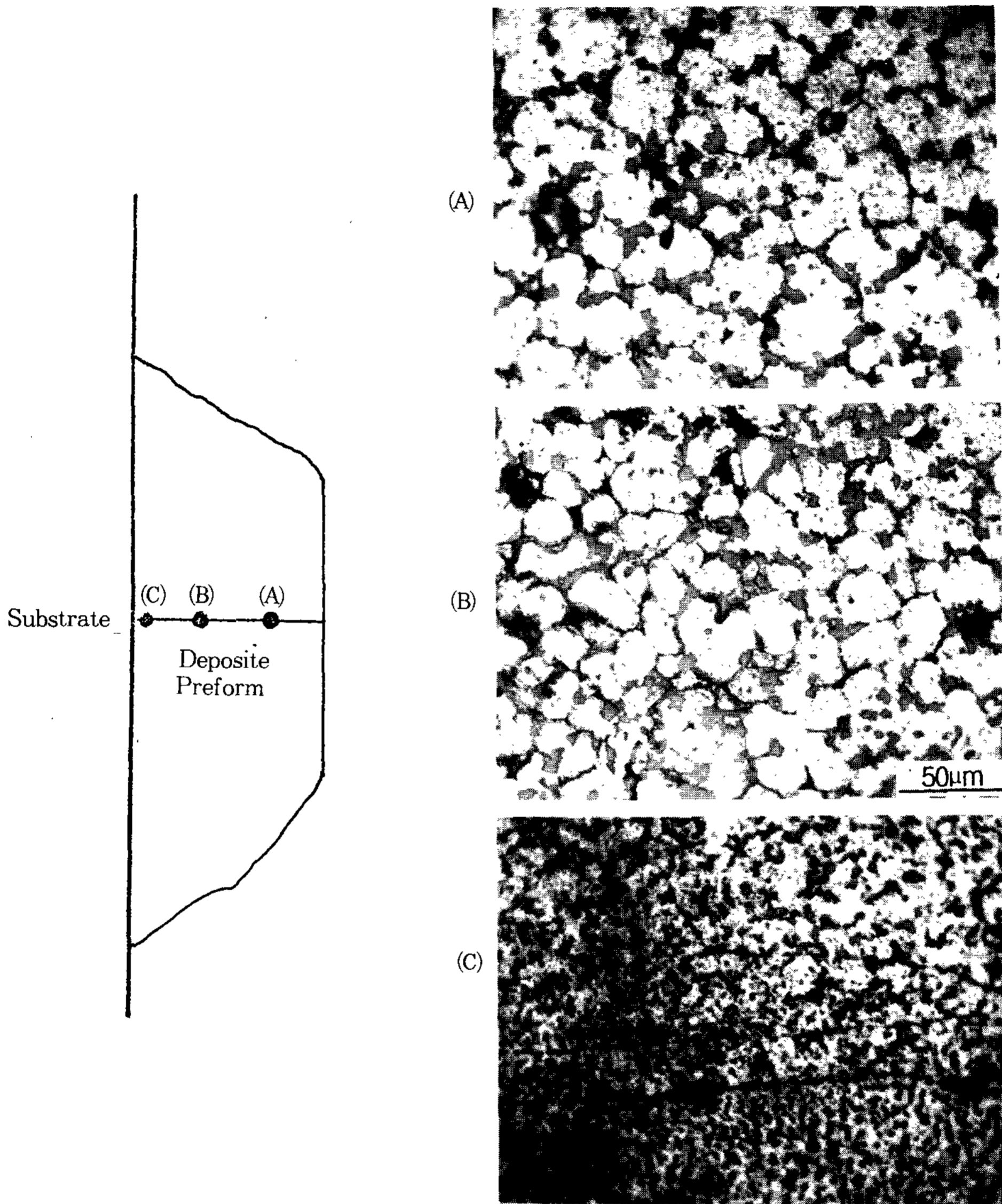


Fig. 12. Micrographs from selected locations depicting grain size variation across the thickness of the deposit preform.

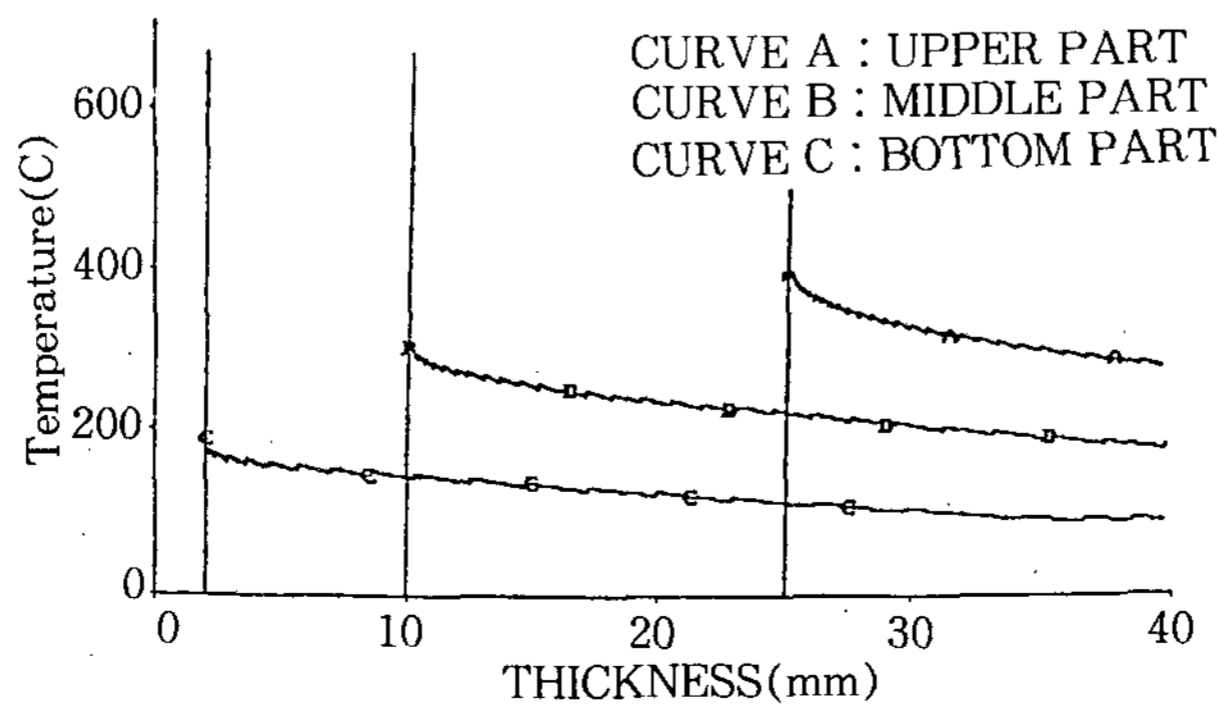


Fig. 13. Calculated variation of temperature profile for bottom, middle and top part of the deposit preform.

출온도와 시간이 증가할수록 그 반응층은 증가하게 되고, 이러한 조대한 계면 반응층의 형성은 복합재의 강도를 저하시키는 요인으로 작용한다.²¹⁾ Warner 등²²⁾에 의하면 spray에 의해 제조한 복합재와 다른 방법으로 제조한 것과의 중요한 조직적 차이는 전자의 경우 amorphous interphase를 나타내지 않는다는 것이다. 그리고 계면에서 금속간 화합물이나 산화물의 우선적인 석출이 없고 이들 특징때문에 재료의 기계적 성질이 향상되리라 여겨진다고 한다. 이와같이 분사된 복합재의 계면이 깨끗하다는 것은 그계면부근에 편석이 없다는 것을 의미하며 본실험에서 채취된 시편의 미세조직 사진은 계면반응층을 나타내지 않음을 관찰 할 수 있었다. 이렇게 P/M process에서처럼 계면반응층이 형성되지 않고 계면이 깨끗한 이유는 첫째는 SiC입자 표면상의 용탕이 매우 빠르게 냉각된다는 것과 둘째 불활성 가스를 사용하기 때문으로 여겨진다.

4. 결 론

1) 본 실험조건에서 원심분사된 액적들은 대부분 ligament type을 나타내었으며, 크기가 300-850um 정도의 조대한 액적이 60% 이상됨을 알 수 있었다.

2) AC8A액적의 응고조직은 미세한 수지상을 나타내나, SiC가 복합화된 AC8A액적의 응고조직은 등축정상태를 나타냄을 알 수 있었다. 이때 정출하는 공정 실리콘은 결정립간에 입상화 되어 정출됨을 알 수 있었다.

3) 응고된 액적의 경우 복합화된 SiC입자들이 응고시 초정 실리콘의 핵색성 위치로 작용하였음을 알 수 있었다.

4) 원심분사 성형시 알루미늄 합금 용탕에 대한 SiC입자의 복합화는 분사 원반상에서 우선적으로 일어나, 분무화시 액적들이 embedded type의 복합조직을 나타내며, 이들이 기관상에 연속적층되어 형성된 성형체는 강화입자가 매우 균일하게 분산된 dispersed type의 복합조직을 나타냄을 알 수 있었다.

5) 알루미늄 액적과 동시분사된 제2상 미세입자간의 계면반응은 거의 없음을 알 수 있었다.

6) 적층성형체의 응고조직 변화를 분사적층시

의 열전달에 관한 non-continuum model을 이용하여 고찰하여 보았으며, 결정입간에 입상화되어 정출한 공정 실리콘의 영향에 의하여 결정립의 성장이 상당히 억제되었음을 알 수 있었다.

7) 본 원심분사 성형법에 의하여, SiC입자의 복합화분율이 10% 이상되는, 그리고 이들이 상당히 균일하게 분산된 입자강화 알루미늄 복합재료의 제조가 가능함을 알 수 있었다.

후 기

본 연구는 92년도 교육부 신소재분야 연구지원에 의해 이루어졌으며, 이에 감사를 드리는 바입니다.

- A : 분사원반에 접촉한 액적의 단면적
- A_c : 액적 또는 강화입자의 단면적
- a : 가속도
- d : 액적의 직경
- d₅₀ : 액적의 평균직경
- C_d : 액적의 비열
- C_p : 강화입자의 비열
- C_D : 항력계수
- D : 전극의 직경(m)
- D_s : 분사원반의 직경
- F_{drag} : drag force
- h : 액적의 열전달 계수
- m : 액적 또는 강화입자의 질량
- N : 분사원반의 회전속도(r.p.m)
- Q : 전극의 용융속도(m³/s)
- R : 분사원반의 반경
- T_d : 액적의 온도
- T_g : 가스의 온도
- V₀ : 액적의 초기속도
- V_r : 가스와 액적간의 상대비행속도
- V_{d(x)} : 임의의 거리에서 액적의 비행속도
- V_p : 강화입자의 체적율
- X : 액적 또는 강화입자의 비행거리
- r₁ : 액상의 표면장력(N/m)
- ρ_l : 액상의 밀도(kg/m³)
- ρ_p : 강화입자의 밀도
- ρ_g : 가스의 밀도
- ρ_g : 액적의 밀도

- λ_1 : 용탕돌기 간의 평균거리
- λ : 이차수지상의 간격
- ϵ : 냉각속도
- ω : 회전 각속도(radian/s)

참고문헌

1. M. H. Kim : "Structure and Properties of Spray-cast Deposites", Ph. D. Thesis, University of Sheffield (1982)
2. C. H. Bae : Ph. D 학위논문, 분사주조한 입자강화 금속기지 복합재료의 복합화기구에 관한 연구 (1991)
3. P. C. Mathure : "Analysis of the Spray Deposition Process" Ph. D. Thesis, Drexel University (1988)
4. S. Annavarapu : "Spray Casting of Steel Strip : Modeling and Experimental Studies", Ph. D. Thesis, Drexel University (1989)
5. P. Mathur, S. Annavarapu, D. Apelian and A. Lawley : JOM, Vol.41, 10 (1989) 23
6. R. W. Evance, A. G. Leatham and R. G. Brooks : Power Metallurgy, Vol.28, No.1 (1985) 13
7. E. Gutierrez-Miravete, E. J. Lavernia, G. M. Trapaga, J. Szekely and N. J. Grant : Metall. Trans., Vol. 20A, No. (1989) 71
8. A. R. E. Singer : Metals and Materials, Vol. 4 (1970) 246
9. A. G. Leatham, R. G. Brooks, J. S. Coombs and A. J. W. Ogilvy : ISCF'90 (1990) 4.1
10. A. R. E. Singer : ISCF'90 (1990)3.01
11. T. C. Willis, J. White, R. M. Jordan, I. R. Huges : 3rd Int. Conf. on Solidification Processing, Sheffield (1987)21
12. T. C. Willis : Metals and Materials, 4 (1988)485
13. J. O. Hinze and H. Mibron : J. Appl. Mechanics. (1950)145
14. B. Champagne and R. Angers : Int. J. Powd. Met. & Powd. Tech., 16 (1980)357
15. P. Bar : Doctorate Dissertation, Tech. College Karlsruhe, Germany, (1935) Quoted by fraser and Eisenklan (1956)
16. A. Muraszew : Engineering, 166 (1948) 316
17. G. Taylor : Proc. Roy. Soc., 210 (1950)192
18. W. H. Walton and W. C. Prewett : Proc. Phys. Soc., 62 (354B) (1949) 341
19. S. J. Friedman, F. A. Gluckert and W. P. Marshall : Chem. Eng. Prog., 48 (1951) 181
20. B. Champagne and R. Angers : "Modern Development in Powder Metallurgy" Vol. 12 ed. by H. H. Hausner, Plenum Press, N. Y.,(1980) 83
21. S. R. Nutt, J. Am. Cer. Soc. 67. 428 (1981)
22. T. J. Warner, P. J. Wither, J. White, R. M. Jordan, W. M. Stobbs. Int. Conf. on Interfaces, Cleveland, 1988
23. Joseph M. Capus and Randall M. German : Powder Production and Spray Forming, vol. 1, (1992) 87
24. W. E. Ranz and W. R. Marshall : Chem, Eng. Progress, 48 (1952)
25. R. C. Ruhl : Mat. Sci. Eng., (1967) 313