

.....
論 文
.....

분사주조한 입자강화 알루미늄 복합재료의 미세조직 특성

박종성, 이인우, 김명호

Characteristics in Microstructure of Particle Reinforced Al Matrix Composites Fabricated by Spray-Cast Forming Process

Chong-Sung Park, In-Woo Lee and Myung-Ho Kim

Abstract

Aluminium-silicon alloy(JIS AC8A) matrix composites reinforced with SiC particles were fabricated by spray-cast forming process, and the microstructure of powders and preforms produced were studied by using an optical and scanning electron microscopy. SiC particles were co-sprayed by mixed phase injection method during the spray casting process. Most of the composite powders formed by this mixed phase injection method exhibit morphology of particle-embedded type, and some exhibits the morphology of particle attached type due to additional attachment of the SiC particles on the surface of the powders in flight. The preforms deposited were resulted in dispersed type microstructure.

The pre-solidified droplets and the deposited preform of SiC-reinforced aluminium alloy exhibit finer equiaxed grain size than that of unreinforced aluminium alloy.

Eutectic silicons of granular type are crystallized at the corner of the aluminum grains in the preforms deposited, and some SiC particles seem to act as nucleation sites for primary/eutectic silicon during solidification. Such primary/eutectic silicons seem to retard grain growth during the continued spray casting process.

It is envisaged from the microstructural observations for the deposited preform that the resultant distribution of SiC injected particles in the Al-Si microstructure is affected by the amount of liquid phase in the top part of the preform and by the solidification rate of the preform deposited.

(Received September 13, 1994)

1. 서 론

분사주조(spray casting)기술은 용융금속을 atomization에 의하여 분사시켜 저온의 금형에 고속 충돌시킴으로써 급속응고와 partial consolidation, 그리고 소성변형을 동시에 부여시킴으로써 무편석의 미세결정조직을 가진 신합금을 제조하는 기술로서 현재까지 다양한 연구가 진행되어 왔다[1-4].

특히 본 분사주조(spray casting)기술에 의한

신소재 개발공정은 기존의 급속응고법에 항상 수반하는 분말이나 얇은 시편의 성형과정을 없애고, 용융금속을 비교적 빠른 속도로 냉각시켜 단조 직전의 성형상태를 가진 재료를 얻을 수 있어 경제적으로 유리할 뿐만 아니라, 분말을 성형할 때 분말처리과정에서 생길 수 있는 분말표면의 산화물 형성을 최소화할 수 있는 잇점도 가지고 있다.

특히 합금 용탕의 분사주조(spray casting)시 제2상의 미세입자를 동시에 분사하여 줄 경우,

인하대학교 금속공학과(Dept. of Materials Eng., Inha University)

일반 주조법에 의하여서는 얻을 수 없는 이들 제2상이 매우 균일하게 분포된 금속기지 복합재료 (Metal Matrix Composites)를 제조할 수 있을 뿐만 아니라, 금속응고 효과에 의한 기지조직의 미세화와 아울러 고온에서 기지금속과의 반응성이 매우 강한 제2상 입자의 첨가에 의한 복합재료의 제조시에도 고온에 노출되는 시간이 극히 짧으므로 기지금속과의 접촉반응이 매우 제한되어 비교적 안정된 복합재료의 제조가 가능하다[8].

그러나 동시분사주조에 의하여 제조된 입자강화 금속기지 복합재료의 미세조직에 있어 동시분사시킨 강화입자의 분포양상은 비산중인 액적과 미세입자간의 복합화 양상에 따라 크게 달라짐을 알 수 있었다[4-7]. 즉, 동시분사주조시 제2상의 미세입자들과 액적간의 복합화 양상은 액적과 이들 미세입자의 특성에 따라 크게 particle-embedded type과 particle-attached type으로 대별되며, 이들 복합화된 액적들의 적층에 의하여 형성된 적층성형체(preform)의 미세조직은 각각 대별하여 dispersed type과 cell type으로 나타남을 알 수 있었다[4-7]. 이러한 복합화 양상의 차이는 액적과 강화입자간의 비중차이, 강화입자의 크기와 형상, 젖음성, 액적과 강화입자간의 비행속도의 상대적 차이, 액적의 고상율 등에 크게 의존한다. 즉, 동시분사주조에 의하여 제조된 입자강화 금속기지 복합재료에 있어서의 제2상 강화입자의 분포양상은 이들 강화용 미세입자와 액적간에 분사중 일어나는 복합화양상(mixing mode)에 크게 의존하지만, 또한 이들 복합화된 액적들이 기판(substrate)위에 적층된 후 계속 진행되는 응고과정에 있어 성장하는 응고전면(solidification front)과 강화용 미세입자간의 상호작용(interaction)에 의하여도 영향을 받을 것이 예견된다.

따라서 본 연구에서는 가스분무화(gas atomization)에 의한 알루미늄 합금 용탕의 분무화와 동시에 제2상 미세입자를 분사하여 주는 소위 동시분사 주조법(Co-spray Casting Process)에 의하여 입자강화 알루미늄 기지복합재료를 성형함에 있어, 동시분사시킨 제2상 미세입자들과 액적간의 복합화(mixing)현상, 그리고 이들 복합화된 액적들의 적층에 의하여 형성된 적층성형체(deposit preform)의 응고거동(solidification be-

havior)이 제2상 강화입자의 분포양상에 미치는 영향에 대하여 중점적으로 고찰하여 보았으며, 아울러 비산중인 액적들(droplets)의 응고거동에 미치는 이들 동시분사시킨 미세입자들의 영향 및 이에 따른 적층성형체의 응고조직의 변화에 대하여도 고찰하여 보았다.

특히 본 연구에서는 알루미늄 합금 용탕의 분무화와 이때 생성된 액적들과 제2상 미세입자와의 복합화를 동시에 얻을 수 있는 방안의 하나로, 가스분무화에 의한 알루미늄 합금 용탕의 분무화시 동일한 가스노즐을 통하여 고압의 질소가스와 함께 제2상의 미세입자를 동시에 분사하여 주는 새로운 분무/복합화(atomization and mixing)방안을 시도하여 보았다.

2. 실험방법

2.1 실험장치

동시분사 주조시 제2상의 강화입자를 주입할 수 있는 방법들은 Fig. 1과 같이 크게 4가지로 분류될 수 있다. Fig. 1에 있어 a는 액상의 용탕 흐름과 분사가스 사이에 강화입자를 주입할 수 있는 방법(tangential particle injection method)[2,5]이며, b는 금속 용탕흐름의 중심에서 강화입자를 주입하는 방법(central particle injection method)[9], c는 분사비행 중의 액적들에 제2상의 강화입자를 2차로 주입하는 방법(secondary particle co-injection method)[10]이다. 그리고 d와 같이 분사가스와 강화입자를 혼합하여 용탕의 흐름에 직접분사하는 방법(mixed phase injection method)이 있다.

그런데 a의 방법은 제2상입자의 손실을 방지할 수 있으며 현재까지 가장 쉬운 방법으로 널리 알려져 있다[5]. 그러나 제2상 입자의 불균질한 분포를 일으킬 수 있다는 단점을 가지고 있다[9]. b의 방법은 낮은 유속(low flow rate)을 갖은 용탕에 대하여는 제2상입자를 주입하기 어렵다는 단점을 지니고 있다고 보고된 바 있다[9]. c방법으로 강화입자를 주입할 경우에는 분사실내에 예측할 수 없는 가스유동(gas flow)이 발생할 수 있을 뿐만 아니라, 선응고된(pre-solidified) 액적내에는 강화입자가 복합화되기 어렵기 때문에 적층성형체 내에서 강화입자가 액적내에 균일

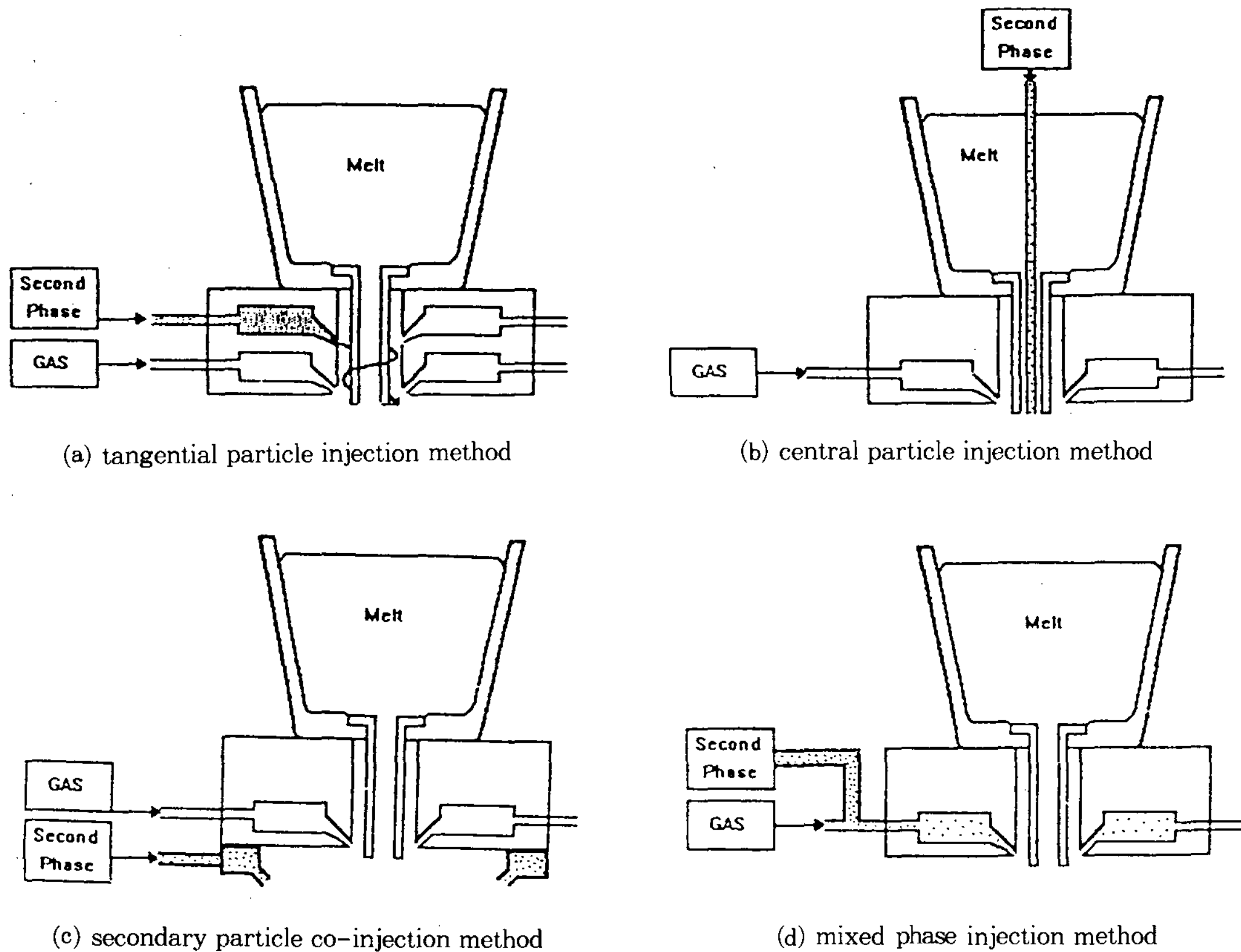


Fig. 1. Schematic representation of the various injection methods.

하게 복합화될 수 있도록 하기 위해서는 강화입자 주입gun의 적절한 각도와 위치 및 속도가 먼저 결정되어야 하는 공정상의 복잡성을 갖는 문제점을 안고 있다.

한편, d방법은 분무냉각법(mist cooling method)[11]에서 기체-입자혼합체(gas-particle mixtures)의 노즐유동(nozzle flow)현상을 응용한 것으로서, 이러한 기체-입자혼합체의 유동현상과 예측에 대한 수학적인 모델들은 유체역학분야[12]와 항공역학분야[13]에서 많은 연구가 진행되고 있다.

따라서 본 연구에서는 gas와 제2상입자 간의 상호작용 현상을 쉽게 이해할 수 있다는 점과, 그리고 강화입자들의 덩어리짐 현상과 노즐막힘 현상을 최소화시키고, 또한 복잡한 동시분사 적층공정을 피하고자 Fig. 1 d에 나타낸 새로운 방법을 채택하였다. 이 방법은 분사노즐내로 흘러

들어가는 질소가스가 별도의 강화입자 분사장치를 거치면서 강화입자들과 충분히 mixing된 후 다시 분사노즐내로 흐르도록 고안되었으며, 이 분사용 혼합가스를 이용하여 용융금속을 고속 분사함으로써 용탕의 분무화(atomization)와 강화입자의 복합화(mixing)를 동시에 얻고자 하였다.

2.2 시편제작

본 연구에서 사용한 주물용 AC8A 알루미늄합금의 조성은 발광분광분석법에 의한 성분분석 결과 Table 1과 같았다. 이 알루미늄합금을 텨디시 용도가니에 장입하여 전기저항로에서 750°C에서 용해하여 약 30분동안 유지한 후 이 알루미늄합금 용탕을 SiC가 혼합된 고압의 질소가스를 분사함에 의하여 미소 액적(droplet)으로 분무화(atomization)하여, 분무화지점(atomizing point)에서 450mm 떨어진 위치에 설치된 기관

Table 1. The chemical composition of Al ingot(AC8A)

	Cu	Fe	Si	Mg	Zn	Mn	Ti	Pb	Ni	Al
AC8A	1.10	0.17	11.98	1.24	0.001	0.004	0.005	0.004	1.24	base

(substrate)상에 적층하였다.

각 공정변수는 Table 2와 같다.

본 연구에 있어 최적의 공정조건을 설정하기 위하여 먼저 분무화지점에서의 초기 가스압력을 압력센서와 오실로스코프를 이용하여 측정된 결과 0.43MPa(4.2atm)임을 알 수 있었다.

동시에 풍속계(anemometer)를 이용하여 분무화지점에서 45cm떨어진 기관근처에서의 가스속도를 측정된 결과 13-16m/sec의 분포를 이룸을 알 수 있었다. 그러나 분무화되는 지점에서의 가스 속도는 교란이 심하고 매우 큰값을 나타내며 실제로 측정된 값의 신뢰성 문제 등 때문에 실험적으로 측정하기가 매우 곤란하였다.

한편 분사가스의 초기속도에 대한 측정과 이에 근사한 수식은 각종 분사성형장치에서 레이저 도플러 비대칭성을 이용하여 이미 많은 연구자들에

의해서 보고된 바 있다[14]. 이 자료들을 이용하여 Grant[15]는 분사성형하는 동안 분사가스의 초기속도와 감속계수와와의 관계를 설정하여 분사 거리에 따른 가스속도를 다음과 같이 지수함수적으로 나타내었다.

$$V_g = V_{gi} \cdot \exp(-z/\lambda) \tag{1}$$

V_g : 가스의 속도

V_{gi} : 가스의 초기속도

z : 분무화지점에서의 거리

λ : 감속계수

$$\lambda = \alpha \cdot V_{gi}^n \tag{2}$$

α : $3.04 \times 10^{-4} \text{m}^{-0.24} \text{s}^{1.24}$

n : 1.24

만일 본 분사성형 장치에서도 위와같은 실험식이 적용된다면, 기관근처에서 측정된 값들을 이용하여 역으로 가스의 초기속도와 분무화지점 근처에서의 가스의 속도를 다음과 같이 예측하는 것은 가능할 것이라고 생각된다.

$$n[V_{gi}] = n[V_g \cdot \exp(z/\lambda)] \tag{3}$$

$$\tilde{V}_{gi} = \frac{\sum_1^n V_{gi}}{n} \tag{4}$$

따라서 본 연구에서는 기관근처의 각 위치에서 가스속도를 여러차례 측정된 다음 최빈값을 추출한 데이터값들을 (3)식에 대입하여 각각의 경우 초기속도를 계산하여 보았으며, 이것을 다시 (4)식에 대입하여 이들의 평균값인 가스의 초기속도를 얻었다. 이 평균값을 다시 (1)식의 초기속도값으로 설정하여 계산하여 본 결과, 분사실내의 분무화지점 근처에서의 가스에 대한 속도분포를 예측할 수 있었다. 이와같이 분무화지점에서 0.3m까지 예측된 속도분포와 0.35~0.5m까지 실측된 속도분포를 결합하여 Fig. 2에 나타내었다.

한편 위에서 이론적으로 유추한 분무화공정 중의 분사가스의 거동에 대한 자료를 이용하여 SiC입자와 각종 크기의 액적들에 대한 비행속도를 이미 보고된 바 있는 force balance식[5]을 이용하여 계산하여 보았으며, 그 결과가 Fig. 3

Table 2. Experimental conditions for forming process

	Experiment 1.	Experiment 2.
Matrix Material	AC8A	
Melting Furnace	Electrical resistance furnace	
Atomizing Temp.	750°C	
Particle Injected		SiC
Shape		Irregular
Size Range		< 15µm
Injection Method		Mixed Phase Injection
Atomizing Gas	Nitrogen	Nitrogen mixed with SiC particles
Tundish Material	graphite crucible	
Melt Nozzle Dia.	4.5mmφ	
Gas/Metal Ratio	1.6	
Spray distance	450mm	
Gas velocity at substrate	14.5m/sec	
Substrate Material	Ceramic Plate	
Shape and Dimension	200mmφ × 25mm	
Ratation Speed	30r.p.m.	
Ratating Angle	30°	
Cooling Method	Air Cooling	
Weight	2.5kg	2.1kg

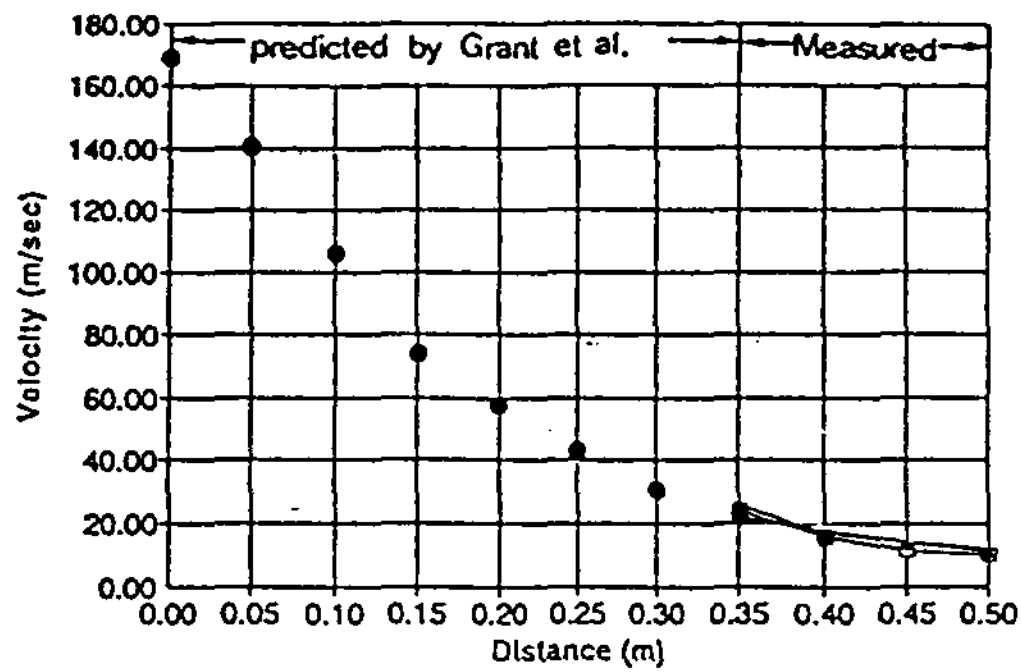


Fig. 2. Measured and predicted variation of the gas velocity.

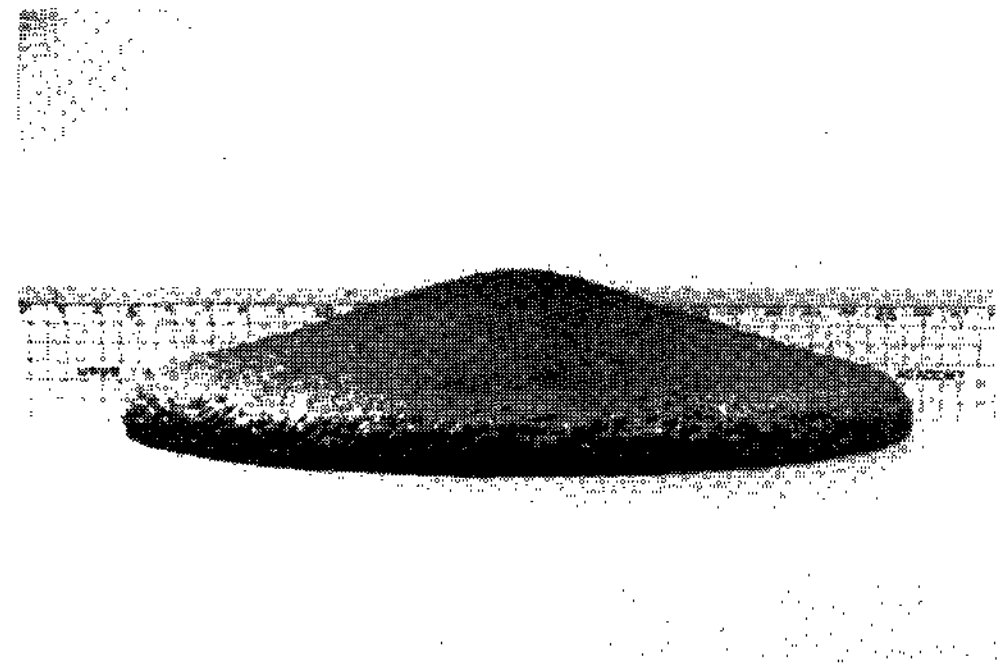


Photo 1. Shape of the deposit preform produced.

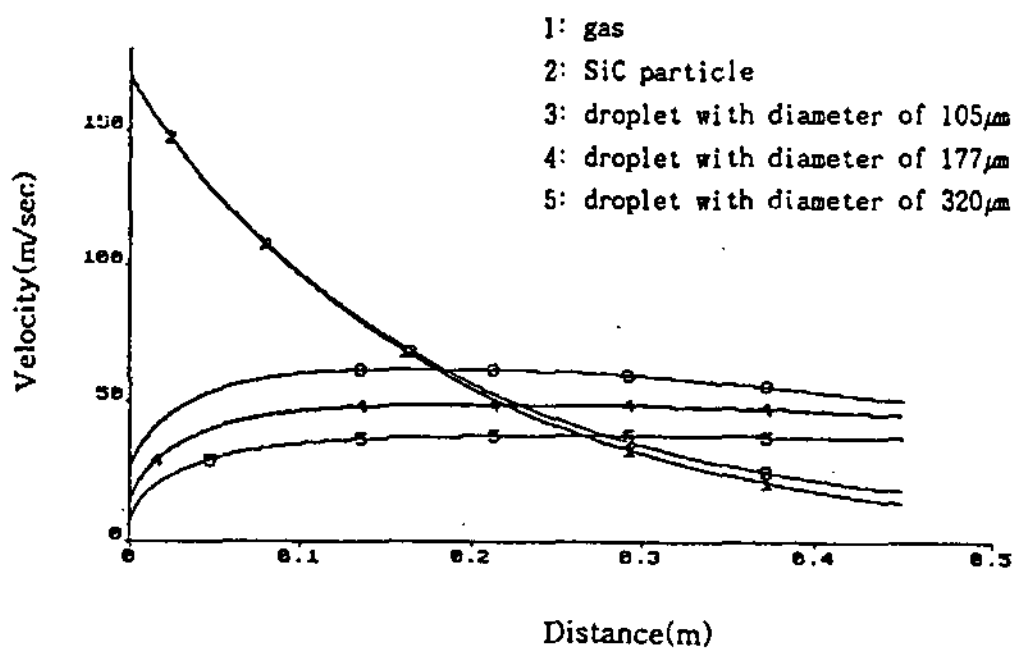


Fig. 3. Calculated variation in velocities of the gas, SiC particle, and droplets with flight distance from atomizing point.

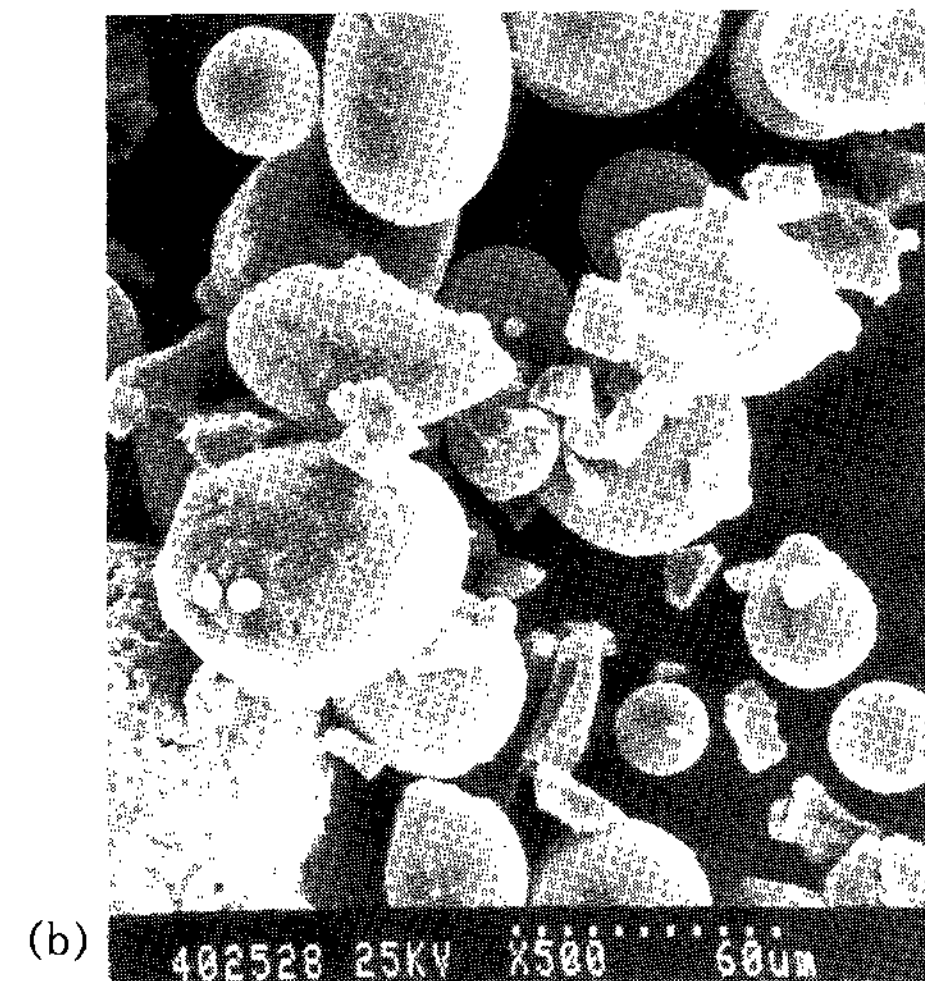
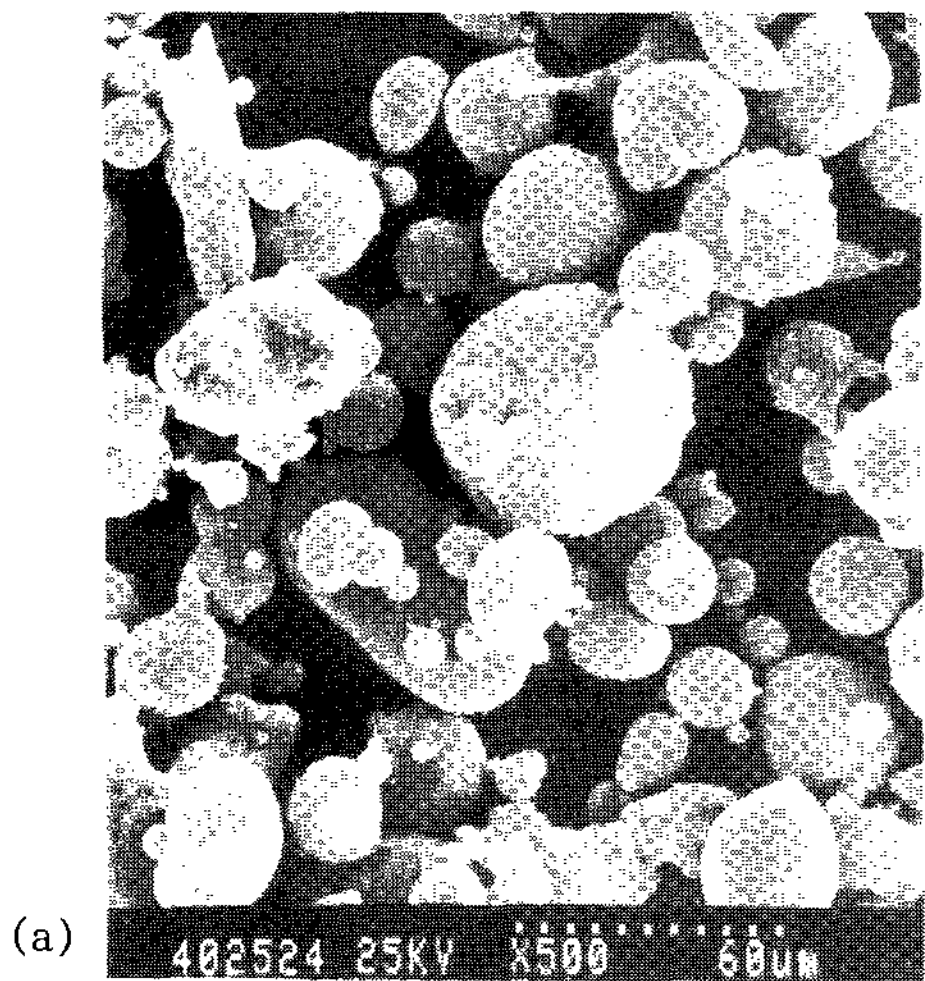


Photo 2. Morphology of the oversprayed (a) un-reinforced powders and (b) SiC-reinforced powders.

에 나타나 있다. 여기에서 각 크기의 액적의 속도는 각각 최대치를 보인 후 약간 감속됨을 알 수 있었다.

또한 Table 2에 나타난 공정조건으로 본 연구에서 제조된 시편의 형상은 Photo 1에 나타난 것과 같으며, 각각 약 2.1~2.5kg 정도의 성형체를 얻을 수 있었다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 분말의 형상과 크기분포

과분사된 분말의 형상과 표면상태를 관찰하기 위하여 세척과정을 거치지 않고 채취된 그대로의 과분사된 분말을 SEM을 이용하여 관찰하여 보았다. 그 결과 Photo 2(a),(b)에 나타난 것처럼 거의 구형을 이루는 입자가 약 95% 이상을 차지

했으며, 원심분사성형시 나타나던 길죽한 분말의 형상[7]은 거의 존재하지 않았다. 이것은 무산화성 분위기하에서의 분사성형시 액적의 응고시간보다 표면장력에 의한 액적의 구상화시간이 더 짧았기 때문이라고 사려된다. 특히 복합분말의 경우(Photo 2.(b))는 분말표면에 SiC입자들이 거의 관찰되지 않았으며 복합화되지 않은 분말들처럼 표면이 매끄럽고 거의 구형으로 나타남을 관찰할 수 있었다.

한편 액적의 크기분포는 분사실(spray chamber)과 집진장치(cyclone)에서 수집한 과분사된 분말들을 분석한 결과 Fig. 4의 분포와 같았으며, 105~320 μm 크기의 분말들이 70% 이상됨을 알 수 있었다. 이들 과분사된 분말 입자의 크기분포는 동일한 조건의 실험1(AC8A 분사)과 실험2(AC8A/SiC 동시분사)의 경우 거의 비슷한 결과를 보여주었다. 그럼에도 불구하고 동시분사시의 경우에 평균적으로 약간 더 큰 경향을 나타내는 것은 전체적으로 액적내에 SiC가 복합화되었기 때문이라고 여겨진다.

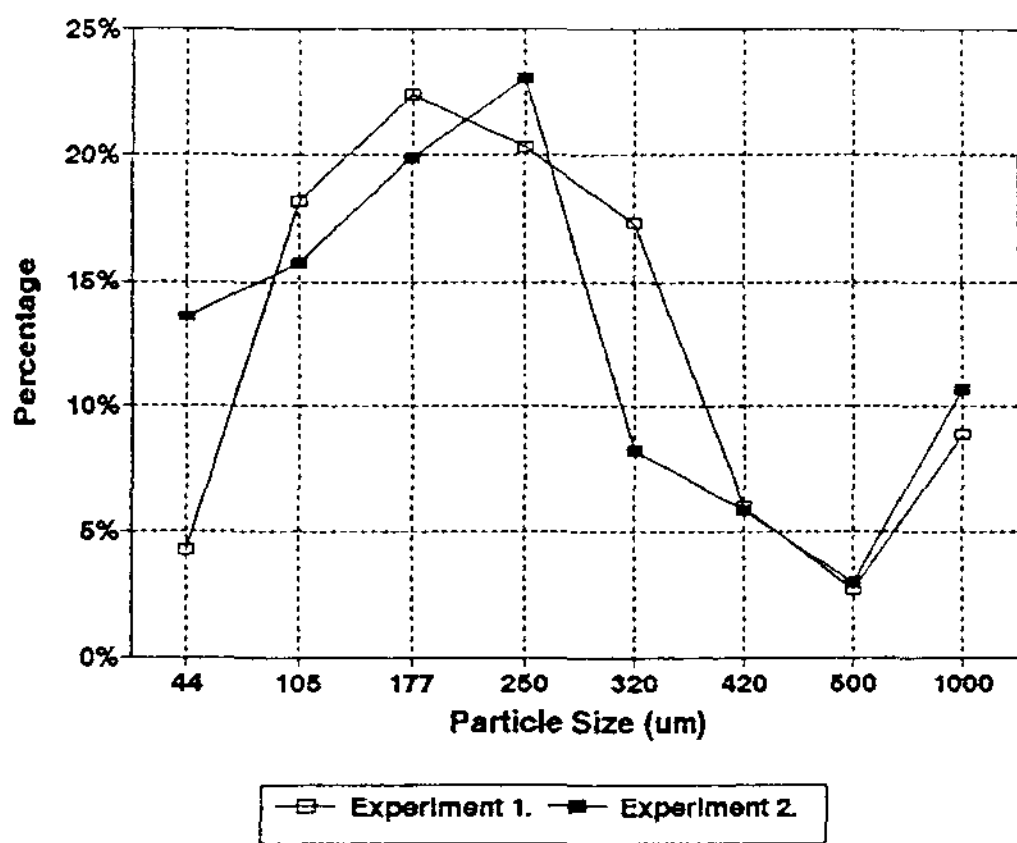
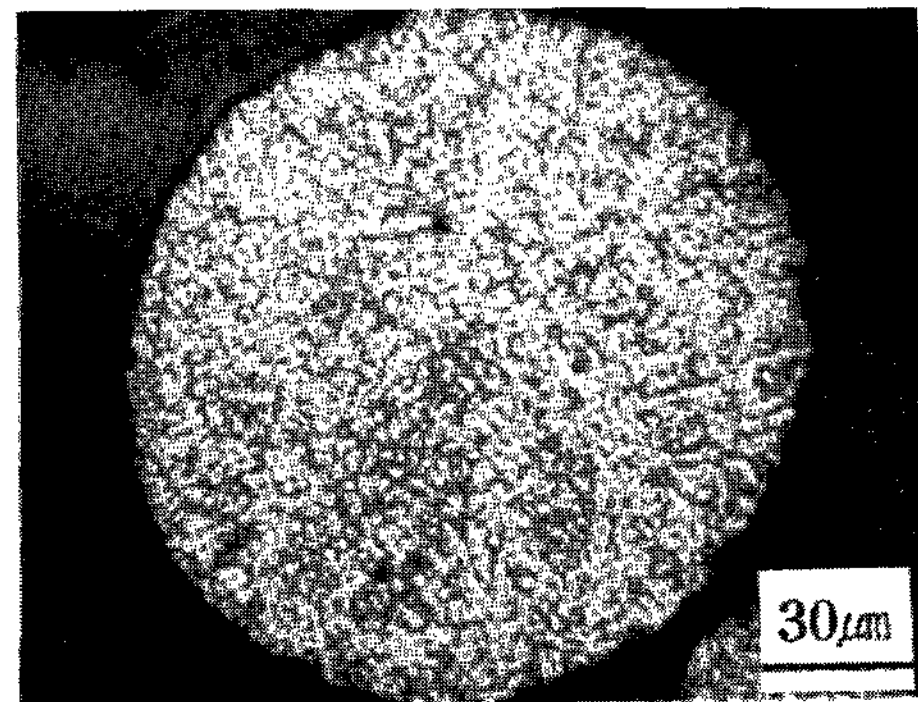


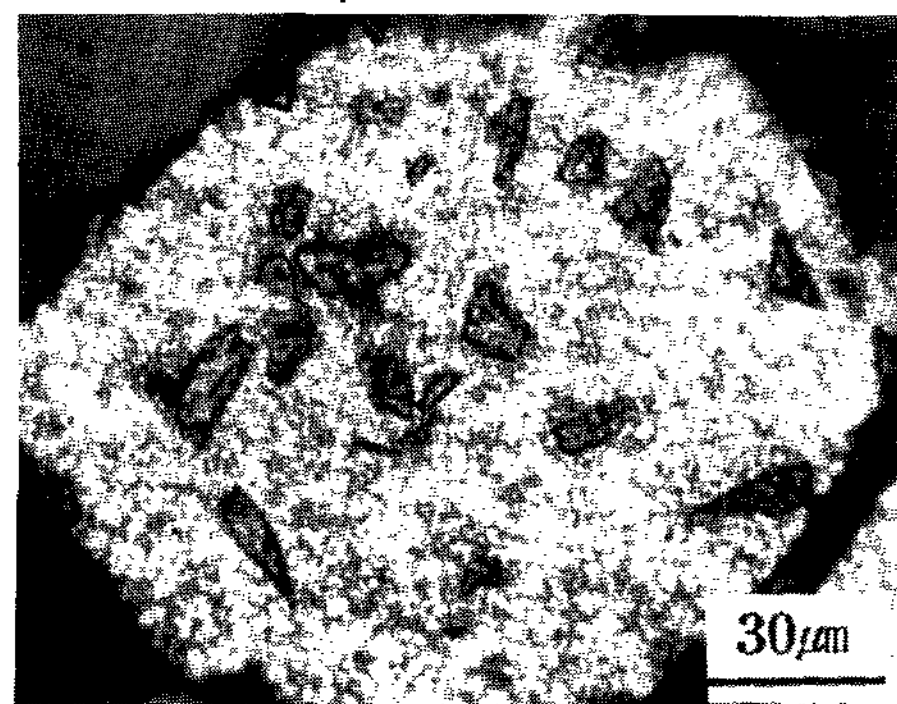
Fig. 4. Particle size distribution of the oversprayed powders.

3.2 액적의 복합화 양상 (mixing modes)

또한 과분사된 복합화된 분말들과 복합화되지 않은 분말들의 단면을 연마(polishing)후 개량된 keller용액으로 에칭하여 광학현미경을 사용하여 그 미세조직을 관찰하여 보았다. 그 결과 강화입자가 복합화되지 않은 분말의 대표적인 미세조직은 Photo 3 (a)와 같이 관찰되었으며, SiC입자들



(a)



(b)

Photo 3. Microstructure of the oversprayed (a) un-reinforced powders and (b) SiC-reinforced powders.

이 복합화된 과분사된 분말들은 Photo 3 (b)와 같은 양상의 미세조직을 나타내었다. Photo 3 (b)의 관찰결과 많은 SiC입자들이 Al-Si합금 액적내에 침투되어 particle-embedded type의 액적(droplet)이 형성되었음을 알 수 있었다.

한편 이와같이 비행중 주입된 강화입자에 의하여 복합화된 액적(composites droplets)과 이들의 적층에 의하여 이루어지는 성형체의 냉각 및 응고거동은, 액적과 주입된 강화입자들 간의 복합화 양상(mixing modes)에 의하여 크게 영향을 받음을 이미 보고한 바 있다.[5,6] 이에 의하면 주입된 제2상 강화입자들은 액적내부에 침투되어 particle-embedded type의 액적(droplet)을 나타내거나 또는 액적의 표면상에 부착된 상태의 particle-attached type의 액적(droplet)을 나타낼 수 있을 것이며, 이러한 복합화 양상은 ①액상액적과 주입되는 강화입자의 밀도, ②강화입자

의 크기, ③젖음성, ④강화입자-액적간의 상대적 비행속도 등에 의존된다. 따라서 본 연구에서 채취된 과분사된 복합분말들의 경우도 위와같은 인자들에 의해서 주된 영향을 받을 것이라고 생각할 수 있다. 즉 액상의 Al-Si합금 액적의 밀도(2385kg/m³)와 SiC입자의 밀도(3210kg/m³)차이가 크고 젖음성이 나쁠뿐만 아니라 Fig. 3에 나타나듯이 분무화지점으로 부터 0.12m이후로는 이들의 상대비행속도 차이도 크지 않으므로, 비행중인 액적들에 SiC입자들이 복합화되었다면 액적의 표면상에 부착된 상태의 particle-attached type의 액적(droplet)들이 주로 관찰될 것이 예상된다. 그러나 Photo 3 (b)에서 관찰된 바로는 실제로 액적의 내부에 SiC입자들이 존재하는 particle-embedded type의 액적(droplet)들이 대부분을 차지했으며, 액적의 내부 및 표면에도 SiC입자들이 존재하는 mixed type의 액적들도 일부 나타남을 알 수 있었다. 이와같은 현상은 SiC입자들이 혼합되어 있는 질소가스를 분사용 가스로 사용함으로써 용탕줄기(melt stream)가 분무화될 때 액적이 형성되면서 SiC입자들이 용이하게 액적내부에 복합화되었기 때문이라고 사려된다. 또한 액적의 표면상에도 SiC입자들이 일부 부착되어 나타나는 것은 SiC입자들이 비행중인 이미 복합화된 액적들이 표면에 부착, 재복합화되었기 때문이라고 생각된다.

3.3 적층성형체의 미세구조

분사주조한 SiC가 복합화된 적층성형체를 적층성장 방향에 평행하게 절단한 후 기판으로부터의 거리에 따라서 일어나는 미세조직의 변화를 관찰하여 보았다. 초정과 SiC입자 그리고 기지조직을 구분하기 위하여 개량된 keller용액으로 약 5초간 1차적으로 에칭한 후 다시 증류수(H₂O)로 희석된 NaOH용액내에서 약 3초간 2차 에칭하여 광학현미경으로 20%편광시켜 관찰하였다. 그결과 관찰된 미세조직은 성형체의 각각의 위치에 따라서 Photo 4와 같이 나타났다. 성형체의 아랫부분의 미세조직에서는 작은 크기의 초정Si(백색의 무정형)이 비교적 균일한 상태로 분포되었음을 알 수 있었다. 그리고 적층성형체의 중간부위의 경우에는 초정과 SiC입자는 거의 같은 크기(15 μ m)로 상당히 균일하게 분포되었음을

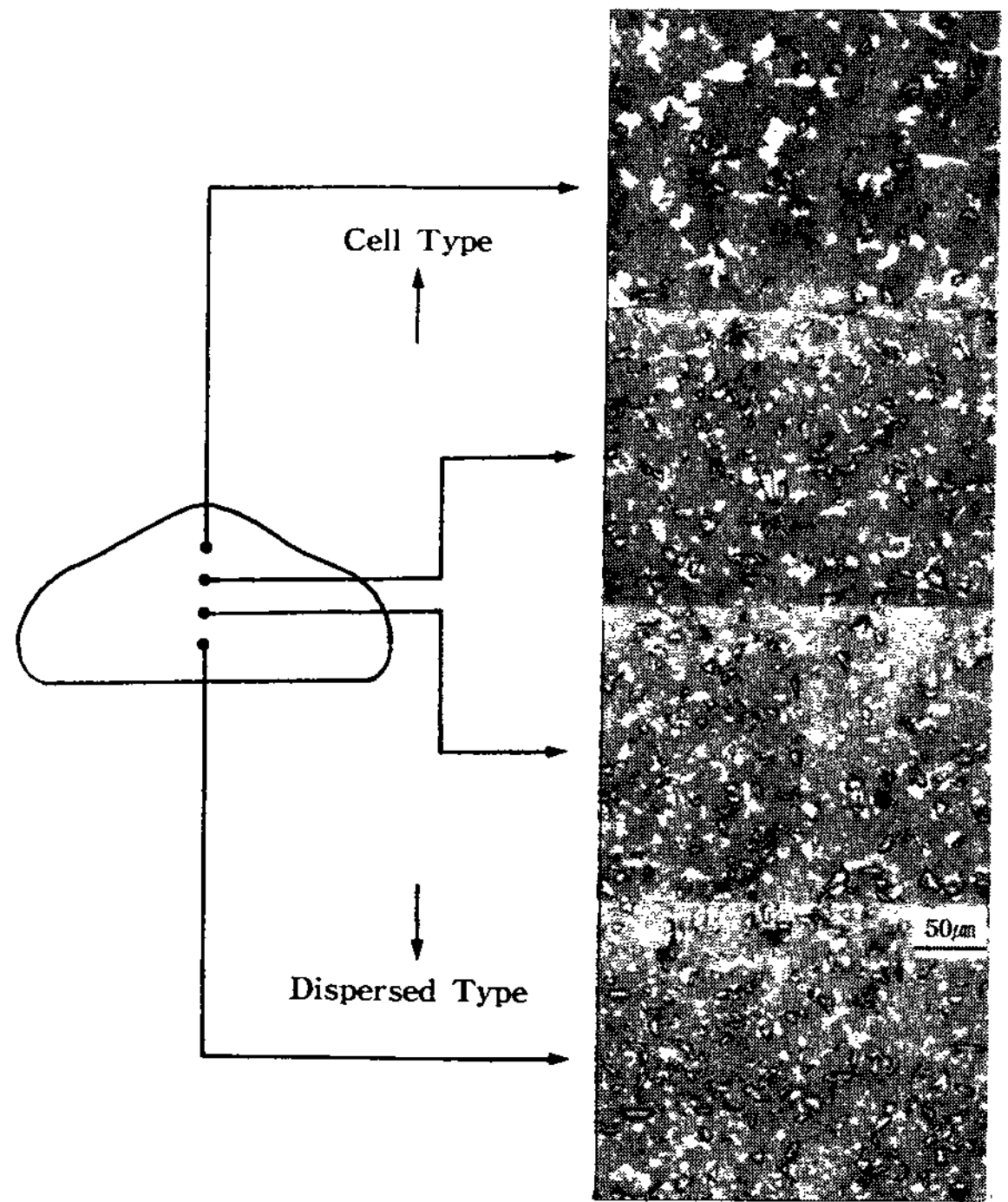


Photo 4. Variation in microstructure of the deposited preform with distance from the substrate.

관찰할 수 있다. 그러나 적층성형체의 상부의 경우, 초정Si의 크기는 SiC입자의 2~5배 정도로 나타났으며, SiC입자들은 거의 셀입계에 분포된 상태, 즉 cell type으로 분포되었음을 알 수 있었다.

이와같이 적층성형체 내에서 위치에 따라서 SiC입자들이 dispersed type과 cell type으로 동시에 분포되는 양상을 고찰하기 위하여, 분무화된 복합액적들이 적층성형체의 윗표면상에 적층된 후 얇은 액상막을 형성하면서 응고되는 과정에 대한 미세조직적인 변화(Photo 5)를 관찰하여 보았다.

Photo 5 (A(a))는 복합화되지 않은 Al-Si합금 분말의 응고조직을 관찰한 것이다. 이 경우 액적의 전면에서 걸쳐 미세한 수지상조직(micro-dendritic structure)이 잘 발달되어 있음을 알 수 있다. 이차 수지상 간격(secondary dendritic arm spacing)과 액적의 냉각속도(cooling rate)사이의 관계로부터[15], 본 분말의 냉각속도는 약 800K/s로 추정되었다. 또한 Photo 5. (B(a))는 SiC 입자가 복합화된 Al-Si합금분말의 미세조직을 보

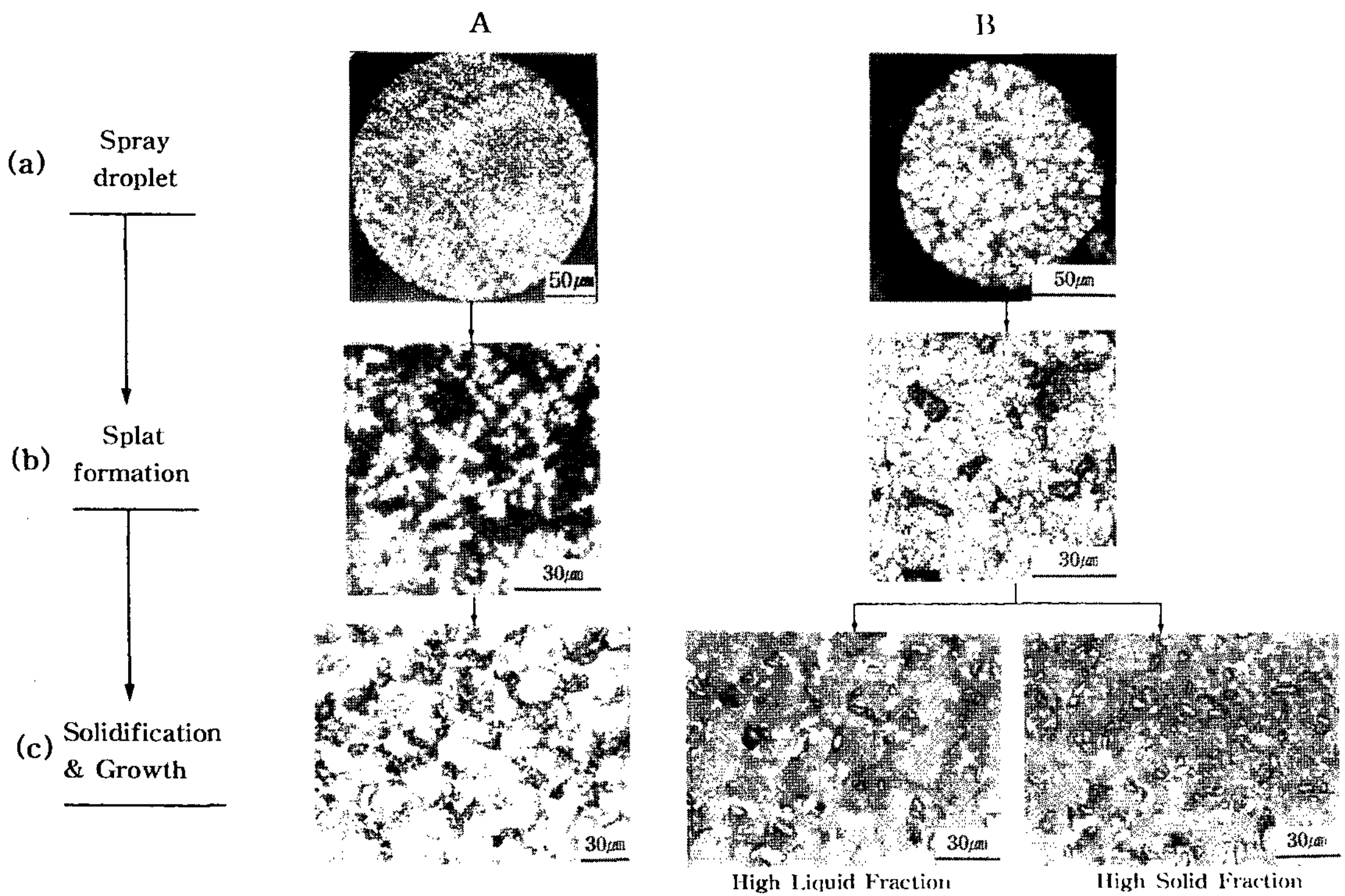


Photo 5. Optical micrographs of the microstructural evolution during spray deposition.

여주며, 이들은 매우 미세한 등축정(very fine equiaxed grain)의 응고조직을 가짐을 알 수 있다. 이와같이 SiC입자들이 복합화된 분말의 응고조직이 복합화되지 않은 분말들의 응고조직보다 입도(grain size)가 더 작고, 세포상 형태의 등축정을 보이는 이유는 액적의 응고시 SiC입자들이 국부적인 열흡수체로 작용하여 수지상정의 성장을 위한 방향성 열흐름을 교란함은 물론, 냉각속도를 증대시키기 때문이라고 여겨진다.

이와같이 복합화된 액적들은 대부분 기판(substrate)상에 도달할 때까지 주위의 가스와 대류에 의해서 온도이력[2,4-5]를 받으며, 기판에 도달하는 순간 복합화된 액적들의 상태는 다음의 네가지 상태중의 하나로 분류할 수 있을 것이다.

- (A) 완전고체의 복합액적
(Composite Powders, $\Sigma f_s = 100\%$)
- (B) 완전액체의 복합액적($\Sigma T_d > T_l$, $\Sigma f_l = 100\%$)
- (C) 일부 응고된 복합액적
($T_s < \Sigma T_d < T_l$, $\Sigma f_s = X\%$)
- (D) 과냉된 복합액적($\Sigma T_d < T_l$, $\Sigma f_l = 100\%$)

이들중 (A)의 경우는 분말제조(powder production)조건이며, (B)의 경우는 일반주조(conventional casting)조건과 같은 경우이다. (D)의 경우는 액적내에 고상의 SiC입자가 복합화되어 있으므로 발생되기 어렵다고 가정하면, (C)의 경우에 있어서의 액상과 고상의 비율은 본 분사주조 성형체의 미세조직 형성에 중요한 인자로서 작용될 것이 예상된다. 이러한 (C)경우의 일부 응고가 진행된 액적이 적층되어 얇은 액상막을 형성하며 응고할 경우의 미세조직 변화가 Photo 5(A)(b), Photo 5(B)(b)와 같이 관찰되었다. 이 사진에 의하면 i) 강화입자가 복합화되지 않은 액적들이 기판상에 충돌할 경우에는 얇은 적층막을 형성하면서 국부적으로 형성된 수지상의 응고조직이 깨지면서 재용융/응고되는 상태를 볼 수 있다. 그러나 ii) SiC 강화입자가 복합화된 액적의 경우에는 SiC입자로 인하여 수지상조직은 나타나지 않고 cell형태로 응고된 상태를 볼 수 있다.

그러나 Photo 5(B)(c)의 적층성형체의 최종 응고조직에 나타난 바에 의하면 분사액적이 적층되

어 형성하는 얇은 액상막에 있어서의 액상분율의 양에 따라서 적층성형체의 미세조직은 물론 SiC 강화입자의 분포양상도 또한 변화됨을 알 수 있었다. 이러한 미세조직의 형성기구는 다음과 같은 2단계의 액상막의 거동에 대하여 고찰하여봄으로서 알 수 있다.

즉, (1) SiC가 복합화된 구형의 액적들이 적층되어 얇은 액상막을 형성

(2) 이들 얇은 액상 적층막의 응고 및 성장

이미 복합화된 분사 액적들이 기관상에 충돌하여 얇은 액상 적층막을 형성할 때, 전형적인 분사주조의 경우, 즉 액상적층막의 응고속도보다 액적의 적층속도가 더 빠른 경우 형성된 적층막들은 열을 제거할 시간적 여유를 갖지 못할 것이다. 따라서 이전에 형성된 적층막의 온도는 상당히 높은 상태가 되며 이때 액상의 응고 과정중에 방출되는 잠열에 의한 국부적인 재용융(remelting)현상도 발생할 가능성도 있을 것이다. 만약, 적층시 평균액적의 상태가 고상분율이 많은 조건이 주어지면, 적층막의 응고된 미세구조는 SiC입자들의 분포가 dispersed type을 갖는 적층구조를 가질 수 있을 것이다. 이것은 분사비행중 응고가 거의 완료되어 고상분율이 상당히 높은 복합화된 액적이 적층후 충분히 재용융되지 못하고 국부적으로만 재용융되어 SiC강화입자들이 액적내에 포집(trap)된 상태로 그대로 존재하게 되기 때문이라고 사려된다.

그러나, 한편 평균액적의 상태가 액상분율이 많은 조건이 주어지면, 얇은 적층 액상막내에 존재하는 강화입자들은 Al/SiC처럼 젖음성이 나쁠 경우 액상층내에서 대류나 부력, 또는 응고시 응고전면과의 상호작용으로 인하여 강화입자가 고/액계면으로 밀려날 가능성이 커질 수 있으며, 이때 형성되는 적층막의 응고 미세조직은 SiC강화입자들이 cell의 입계에 분포되는 cell type으로 나타나게 될 것이라고 사려된다.

이러한 미세조직의 형성조건과 과정을 도시하면 Fig. 5에 나타난 바와같은 단계를 따라 미세조직이 발달될 것으로 여겨지며, 이와같은 미세조직의 변화는 적층막내에서의 SiC 강화입자의 분포가 적층막의 액상분율과 냉각속도에 큰 영향을 받았기 때문일 것이라고 사려된다.

따라서 Photo 4의 적층성형체(preform)의 아

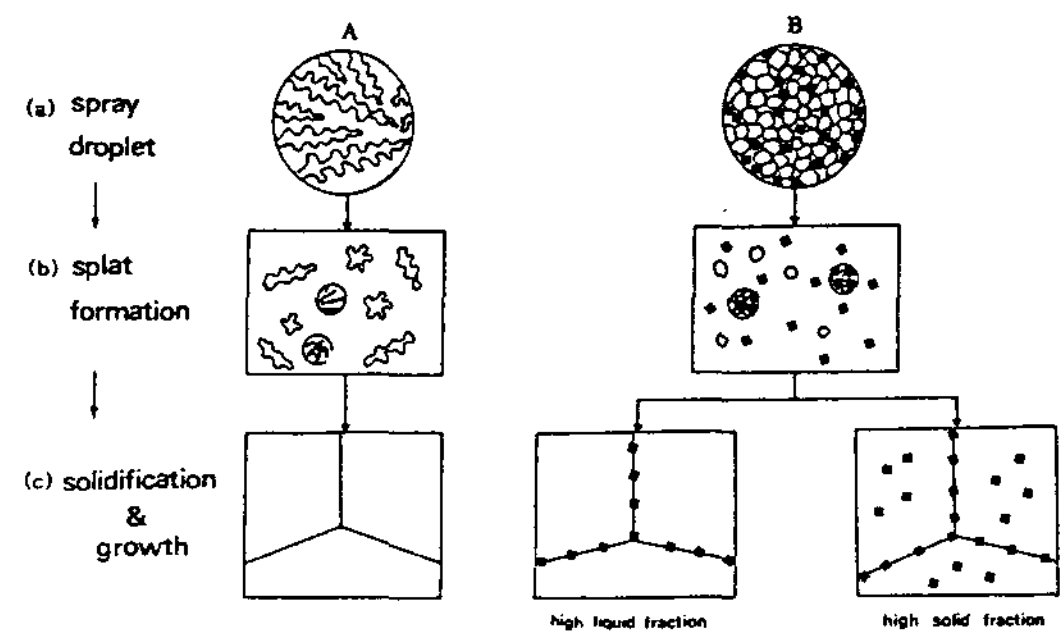


Fig. 5. Schematic of the microstructural evolution during spray cast forming process.

랫부분(bottom part)에서 SiC입자들의 분포가 거의 dispersed type의 양상을 보인 것은 액상 적층막의 응고속도가 액적의 적층속도보다 더 빠르므로, 상대적으로 고상분율이 높고 냉각속도가 컸기 때문이라고 생각되며, 적층성형체의 상부(upper part)에서 SiC입자들이 거의 cell type의 양상을 보인 것은 연속적인 적층성형에 의하여 액상 적층막의 온도는 상당히 높은 상태가 되며 따라서 액상분율이 높고 냉각속도가 느려졌기 때문이라고 생각되어진다. 이와같은 액상분율과 냉각속도의 영향은 적층되는 순간 성형체 각부위의 온도[4]와 초정SiC의 크기으로써 알 수 있을 것이다. 이와같은 현상들, 즉 제2상의 강화입자들이 적층성형체내에 복합화되는 양상을 Fig. 6과 같이 도식화하여 보았다.

이에 의하면, 일단 복합화된 액적들이 적층성형체(preform)의 윗표면에 적층되어질 경우, 이 적층성형체의 복합화 양상은 일차적으로 적층되는 평균 액적들의 고/액상 분율과 이들의 응고속도에 따라서 결정되어질 것이며, 적층되는 액적들의 고/액상 분율이 일정한 조건하에서는 제2상입자들의 체적분율에 의해서 복합화 양상이 변할 수 있을 것이다. 그러나 분사주조시의 분사성형체의 실제적 복합화 양상은 여러가지 인자들에 의해서 상호복합적 또는 개별적으로 영향을 받을 것이 예상되므로 이들 상호 의존적인 인자들과 개별적인 인자들의 영향의 대해서는 좀 더 깊은 연구가 필요하다 하겠다.

한편 11.98wt%Si의 거의 공정조성을 갖는 알루미늄 합금을 사용한 본 연구에서는 적층성형체의 미세조직에서 초정Si이 SiC입자 주변에 정출

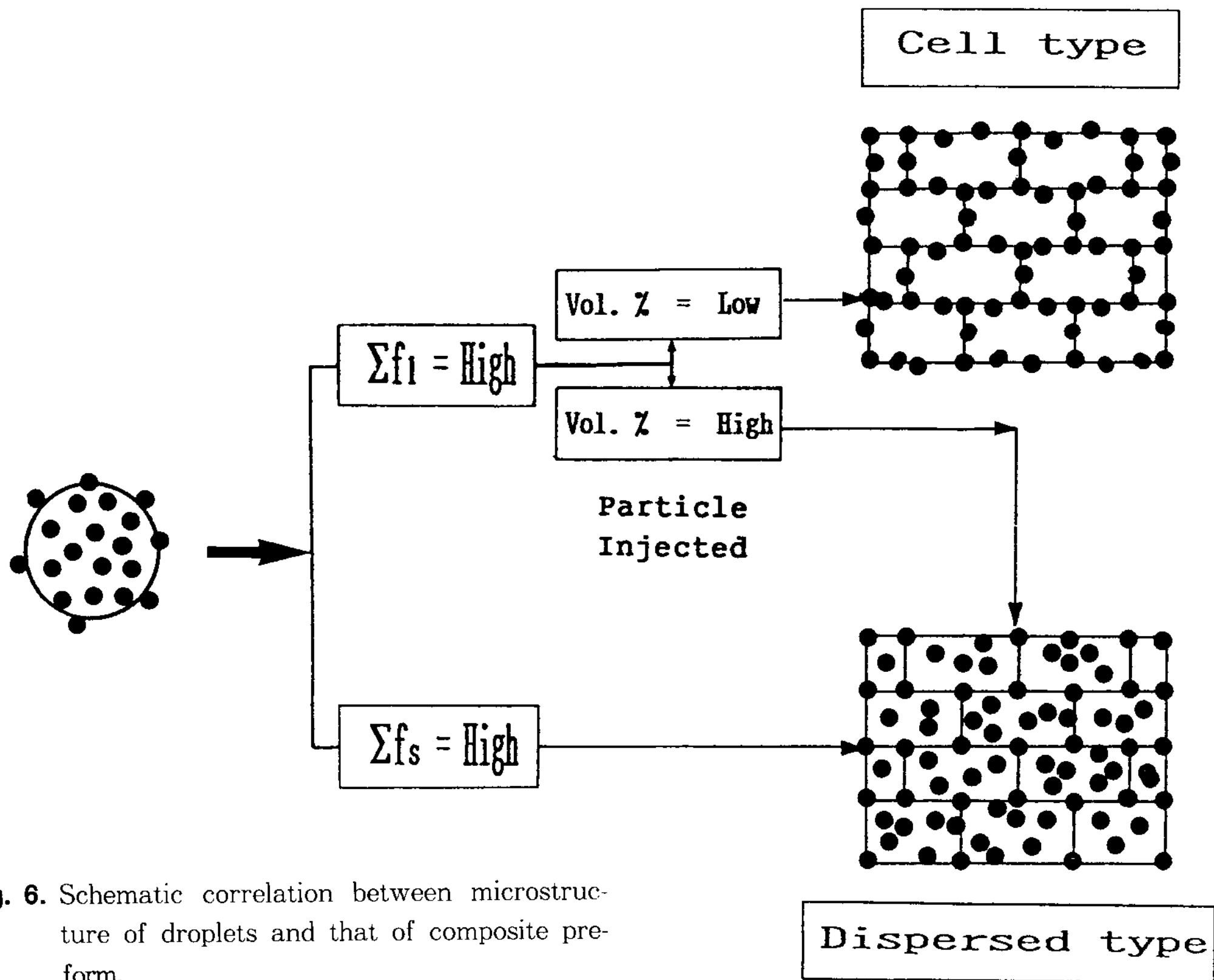


Fig. 6. Schematic correlation between microstructure of droplets and that of composite preform.

함을 관찰할 수 있었다.

또한 본 연구에서 관찰된 바에 의하면 초정Si은 적층성형되는 도중 성장되어 SiC강화입자의 크기(15 μ m)와 거의 비슷한 크기를 나타내었다. 그리고 Photo 4에 나타난 것처럼 Si의 형상 또한 SiC강화입자와 구분이 잘 안되는 무정형의 미세조직을 나타냄을 알 수 있었다. 이와같이 초정과 공정Si의 형상과 크기는 기계적인 성질에 큰 영향을 미친다고 보고된 바 있으며[16-17], 특히 Das의 연구결과[16]에 따르면, 공정조성 주변의 아공정합금을 주조후 열처리를 행하여 공정Si을 구상으로 만들어줌으로써 마모성이 향상됨을 알 수 있다. 미세구조적인 관점에서만 보면, 일반주조법에서 처럼 Si의 개량처리제를 사용하지 않고도 급속응고효과에 의하여 초정,공정Si를 미세화시킬 수 있었으며, 열처리 공정을 행하지 않고도 비교적 균일한 형상의 초정Si을 얻을 수 있어 내마모성에 기대효과가 클 것이라고 사려되며, 이들 동시분사주조한 알루미늄 복합재

료의 내마모성에 대한 연구는 현재 진행중에 있다.

4. 결 론

1. 강화입자가 혼합된 분사가스를 이용한 분사성형의 경우, 알루미늄 합금 액적에 대한 SiC입자의 복합화 양상은 주로 embedded type을 나타내었으며, 분사비행 중 액적 표면에 부착되어 재복합화되는 양상도 일부 나타남을 알 수 있었다.
2. 과분사된 복합화된 분말들과 복합화되지 않은 분말들의 형상은 거의 구형으로 나타났으며, 평균입자의 크기분포는 두 경우에 거의 비슷함을 알 수 있었다.
3. 과분사된 액적들의 미세조직을 관찰한 결과 SiC입자가 복합화된 경우 수지상 조직은 성장을 못하고 미세한 세포상 조직을 나타냄을 알 수 있었으며, 적층성형시 이들 SiC입자들 주변에 초정Si이 우선 정출됨을 알 수 있었다.
4. 적층성형체 내에서 SiC입자의 분포는 적층

시 액적의 고/액상 비율과 냉각속도에 따라 cell type과 dispersed type으로 분포됨을 알 수 있었다.

5. 적층성형체의 응고조직은 적층시 액적의 평균 액상비율이 높을경우 SiC입자들이 고/액 계면으로 밀려나서 cell입계에 재분포되어 cell type 미세조직을 형성하며, 평균 고상비율이 높을 경우(즉, 응고 완료된 복합액적이 많은 경우) SiC 입자들은 선응고된 복합액적에 entrap된 상태 그대로 존재하여 dispersed type 미세조직을 형성하며, 응고조직은 더 미세하여짐을 알 수 있었다.

후 기

본 연구는 93년도 교육부 신소재분야 연구지원에 의해서 수행되었기에 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

[1] M. H. Kim and B. S. Chun : Bulletin of the Korean Institute of Metals and Materials, 4, 4 (1991) 342

[2] P. C. Mathur : "Analysis of the Spray Deposition Process", Ph. D. Thesis, Drexel University (1988)

[3] R. W. Evance, A. G. Leatham and R. G. Brooks : Powder Metallurgy, 28, 1 (1985) 13

[4] M. H. Kim : "Structure and Properties of Spray-cast Deposites", Ph. D. Thesis, University of Sheffield(1982)

[5] 배차현 : 박사학위논문, 분사구조한 입자강화 금속기지 복합재료의 복합화기구에 관

한 연구, 울산대학교 (1991)

[6] 김명호, 박홍일, 배차현 : Proc. of PRICM-1, TMS (1992) 327

[7] 박종성, 김명호, 배차현 : 구조, 13, 4 (1993) 428

[8] S. R. Nutt : Journal of American Ceramic Society, 67 (1981) 428

[9] A. R. E. Singer : Material Science and Engineering, A 135 (1991) 13

[10] Yue Wu and Enrique J. Lavernia : Metall. Trans., 23A (1992) 2923

[11] Natsuo Hatta, Ryuji Ishii, Hirohiko Takuda, Kenji Ueda and Jun-ichi Kokado : Trans. ISIJ, 28 (1988) 930

[12] R. Ishii, Y. Umeda and M. Yuhi : Journal of Fluid Mechanics, 203 (1989) 475

[13] Richard Saurel, Eric Daniel and Jean Claude Loraud : AIAA Journal 32, 6 (1994) 1214

[14] B. P. Bewlay and B. Cantor : Metall. Trans., 21B, (1990) 899

[15] P. S. Grant, B. Cantor and L. Katgerman : Acta Metall. Mater. 41, 11 (1993) 3097

[16] S. Das : Proc. of 3rd International Conference on Aluminum Alloy, Vol. II. L. Arberg, O. Lohne and N. Ryum (Eds.), Trondheim, Norway, (1992) 503

[17] M. Johnsson, L. Arnberg, et al. : Proc. 3rd International Conferece on Aluminum Alloys, Vol. I, L. Arnberg, O. Lohne and N. Ryum (Eds.), Trondheim, Norway (1992) 176