

論 文

분사주조법에 의한 저열팽창 알루미늄합금의 제조

박종성 · 이정근 · 김명호

Fabrication of Lower Thermal Expansion Aluminium Alloys by Spray-casting Process

Chong-Sung Park, Jeong-Keun Lee and Myung-Ho Kim

Abstract

In order to fabricate lower thermal expansion aluminium alloys, the effects of microstructural parameters such as the volume fraction of SiCp and the shape and size of Si phase on the coefficient of thermal expansion(CTE) of the spray-cast and hot-extruded hypereutectic Al-Si(A390) alloy composites were investigated experimentally. The CTEs of hypereutectic Al-Si (A390) alloy were changed proportionally with the size of Si phase. Ultimate tensile strength, elongation and Young's modulus of the spray-cast and hot-extruded specimen were improved dramatically compared to those of the permanent mold-cast specimen. Although Young's modulus of the spray-cast and hot-extruded specimen was improved highly effectively by addition of SiCp, no improvement was observed for the UTS and elongation. Spray-cast and hot-extruded hypereutectic Al-Si (A390) alloy reinforced with 20vol.%SiCp exhibits a CTE equivalent to stainless steel. (Received February 28, 1997)

1. 서 론

현재까지 국내외적으로 세라믹 입자강화 금속기지 복합재료(MMCs)에 대한 많은 연구개발이 진행되어 왔다. 이러한 연구개발의 주요한 동기는 세라믹입자에 의한 탄성성질의 향상과 우수한 내마모성을 얻기 위한 것이었다. 또한 MMCs는 강화입자의 종류, 형상 및 함량을 적절히 조절함에 의해서 낮은 열팽창특성을 유지할 수 있다는 장점을 갖고 있으므로, electronic packaging과 같은 열응력을 받는 각종 전자부품에의 적용가능성이 크게 증대되고 있다[1-2]. 이러한 부품에의 적용될 재료는 반도체 또는 세라믹기판과 거의 흡사한 열팽창률을 가지면서도 높은 열전도도를 가져야 한다. 최근 복합재료의 이런 분야가 확대됨으로써 재료성질 특히 열함량, 열전도도, 열팽창계수와 같은 열적성질의 개선에 대한 요구가 더욱 증가되고 있다[3].

이러한 MMCs의 열적성질 중 MMCs의 열팽창계수(CTE)는 재료의 기본적인 물리적성질에도 불구하고 몇가지 인자들에 의해서 영향을 받기 때문에 이에 대한 정확한 예측은 매우 어렵다. 이들 인자는 기지의

소성(plasticity)정도와 복합재료의 내부구조(internal structure)가 될 수 있다[2,4-5]. 따라서 복합재료의 CTE는 사용되는 기지합금의 종류 및 미세조직적인 변화에 따라서 크게 변화될 수 있으며, 또한 강화상의 체적분율, 크기, 분포 및 형상의 미시구조적인 변화에 의해서 달라질 수 있다고 할 수 있다.

한편 본 연구에서 MMCs의 기지재료로서 선정된 과공정 Al-Si합금은 Si의 높은 함량으로 인하여 낮은 CTE와 우수한 내마모성을 지닌다는 장점이 있다. 그러나 기존의 주조법으로 합금의 제조시 조대한 Si상의 분포, 강화상의 계면반응[6] 및 불균일한 분포 등이 가공성 및 기타 기계적, 열적성질을 저하시킬 수 있다는 문제점을 안고 있다.

따라서 합금의 제조시 조대하고 취약한 초정 및 공정Si상의 미세화, 형상개량 및 균일분포를 위해서는 melt spinning, atomization, 분사주조법과 같은 급속응고법의 적용이 불가피하다. 그러나 bulk소재를 생산하는데 있어서 melt spinning법이나 atomization 후 분말 공정(powder processing)의 도입과 같은 급속응고기술은 생산단가의 상승을 초래할 수 있다.

결과적으로 본 연구에서는 저열팽창 알루미늄합금

소재를 개발하는데 있어서 급속응고기술 중 bulk화가 가장 용이한 분사주조법을 도입하였다. 또한 과공정 Al-Si합금이 강(steel)에 버금가는 고탄성·저열팽창 특성을 지닐 수 있도록 분사주조시 액적들의 적층도 중 상부적층면에 SiC_p 강화상을 직접 동시첨가하여 복합적층성형체(composite preform)를 제조하였으며, 열간압출에 의한 최종성형공정 및 열처리공정 이후의 인장특성, 탄성특성 및 열팽창거동을 고찰하여 보고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 기지재료는 초정Si의 개량처리제인 P가 0.004wt.%첨가된 주물용 A390알루미늄합금 [7]이었으며, 발광분광분석법으로 측정된 시험편의 성분분석 결과는 Table 1과 같이 나타났다.

2.1 미복합합금(unreinforced alloy) 주조시편의 제조

본 연구에서 미복합 과공정 Al-Si합금 시험편은 일반 중력금형주조법과 분사주조법을 이용하여 제조하였다. 먼저 Al-Si합금(A390) 5 kg씩을 흑연도가니에 장입한 후 전기로에서 용해하였다. 용탕은 주입전에 약 5분동안 질소가스를 이용하여 탈가스시켰으며, 850°C에서 약 10분간 합금용탕을 안정화시켰다. 금형주조시 금속주형의 온도는 200°C로 유지시키고,

800°C의 래들용탕을 100 mmH×50 mmφ의 금속주형에 주입하였다. 또한 분사주조시 용탕의 온도는 850°C, 주입온도는 800°C로 상기의 금형주조공정과 동일하게 유지시켰으며 20 kgf/cm²의 고압 질소가스를 이용하여 분무하였다. 이때 비산되는 액적들을 효율적으로 적층시키기 위해서 분무화지점에서 350 mm 떨어진 위치에 세라믹기판을 설치하였다. 여기서 150 mmφ×60 mmH의 성형체를 얻을 수 있었다. 각 주조공정에 대한 실험조건은 표 2와 같다.

2.2 복합적층성형체(composite preform)의 제조

동시분사주조법에 의한 제2상입자의 첨가에 의한 복합적층성형체의 제조시 가장 큰 문제점으로 대두되고 있는 것은 강화상의 안정적인 주입방안이다. 만일 복합적층성형체내에 제2상입자가 불균일하게 분포되어 있을 경우에는 열간압출시 압출유동에 의하여 제2상입자들은 압출방향으로 늘어서게 되어(alignment) 더욱더 불균일해질 수 있다. 현재까지 제2상입자의 주입방법으로서 tangential particle injection method[8], central particle injection method[9], secondary particle co-injection method[10], mixed phase injection method [11-12]과 같은 여러가지 방안이 제시되고 있다. 그러나 각각의 특정한 문제점들[8-11] 때문에 강화상의 손

Table 1. Chemical composition of the premodified Al-Si alloy (A390) used (wt.%).

Si	Cu	Fe	Mg	Ni	Ti	P	Al
17.34	4.85	0.17	0.65	0.02	0.01	0.004	balanced

Table 2. Experimental conditions for each of the casting processes.

	Permanent Mold Casting	Spray Casting
Melt Temperature	850°C	850°C
Pouring Temperature	800°C	800°C
Mold Temperature	200°C	-
Atomization Gas	-	Nitrogen
Atomization Pressure	-	20 kgf/cm ²
GMR	-	1.6
Flight Distance of Droplet	-	350 mm
R.P.M. of the Substrate	-	50 r.p.m.

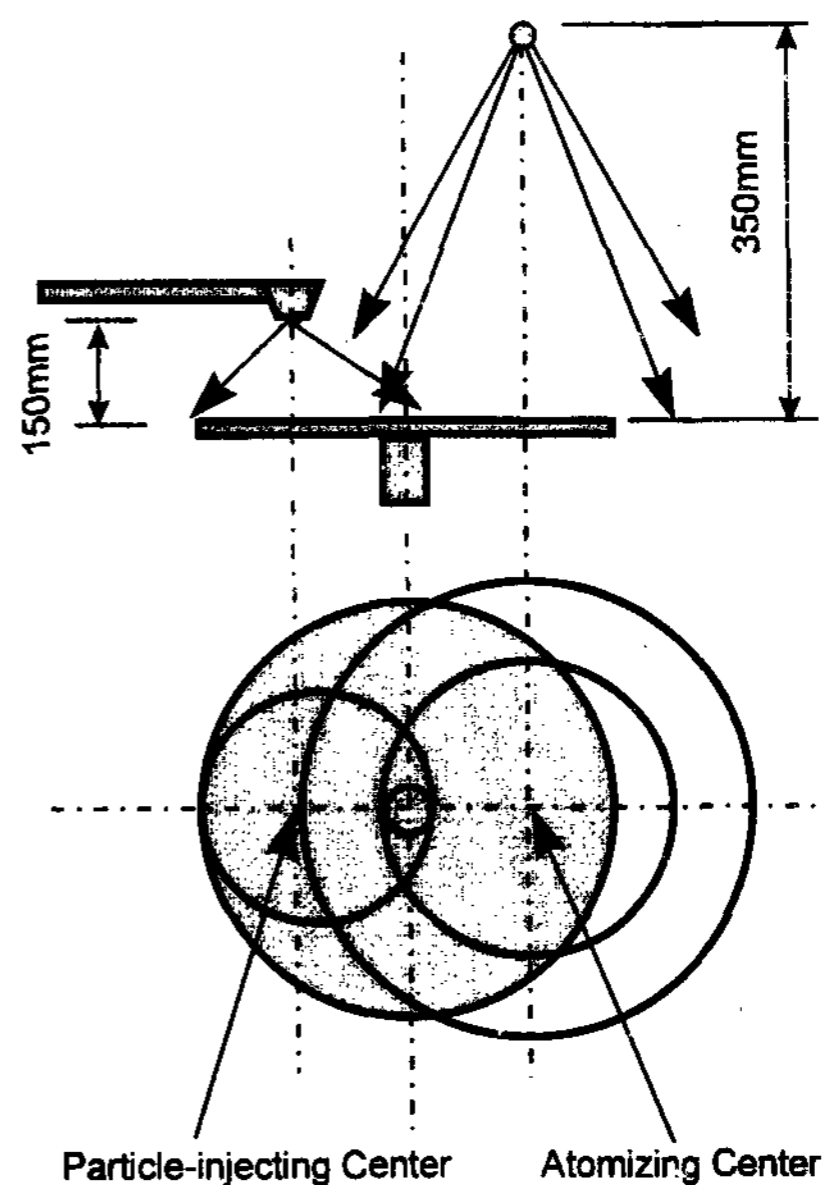


Fig. 1. Schematic of the particle injection method for fabrication of composite preforms.

실량을 최소로 유지하면서도 제2상입자가 균일한 분포를 갖도록 하는 것은 매우 어려운 실정에 있다.

따라서 본 연구에서는 제2상입자들의 손실량을 최소로 유지하면서 균일분포를 갖는 복합적층성형체를 얻기 위해서 적층되는 성형체의 상부에 제2상입자를 직접 주입하는 새로운 방법을 모색하였다. 이에 대한 개략도는 Fig. 1과 같다. 제2상입자의 주입으로 인한 분무되는 액적들의 궤적이탈을 최소화하기 위해서 회전하는 기판상에서 입자주입중심(particle-injection center)과 분무화중심(atomizing center)을 Fig. 1과 같이 분리되도록 하였다.

또한 제2상입자로서는 SiC_p(#1500, SHOWA DENKO, JAPAN)를 사용하였고, SiC입자가 혼합된 질소가스 압력에 따른 강화상의 유출량을 측정하여 본 결과 Fig. 2와 같았다. 여기서 계산된 본 주입장치의 강화상 유속은 식 (1)과 같이 나타났다.

$$\text{SiC}_p \text{의 Mass Flux(g/min.)} = 6.6 + 19P + 7.8P^2 \quad (1)$$

한편 복합적층성형체의 분사주조시 합금용탕의 분무조건은 미복합 적층성형체의 분무조건(Table 2)과 동일하게 하였으며, Table 3과 같은 SiC_p의 주입조건하에서 각각 10vol.%SiC_p 및 20vol.%SiC_p이 첨가된 150 mmφ × 60 mmH 정도의 적층성형체를 얻을 수 있었다.

2.3 열간압출

주조된 시편들의 기지내에 존재하는 미소기공들을 최소화하기 위한 방법으로 열간압출공정을 도입하였다. 각 시편들은 표면산화물을 제거하기 위해서 표면가공을 하였으며, 압출다이의 마찰감소 및 압출유동

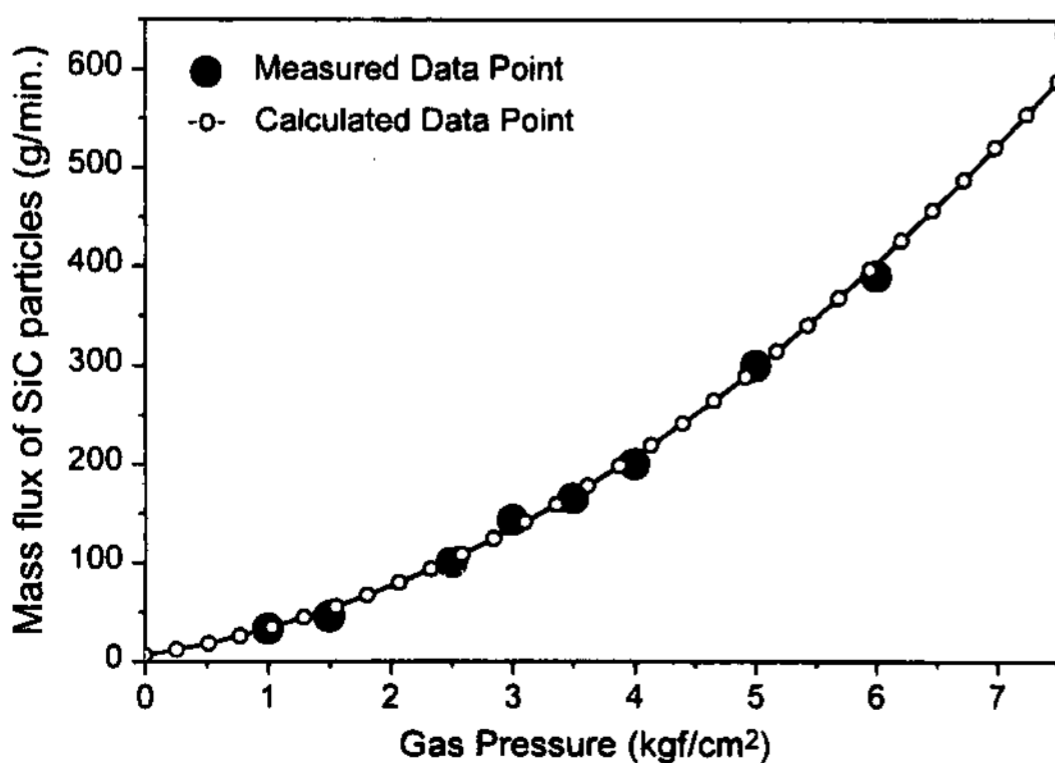


Fig. 2. Variation of the mass flux of SiC particles with gas pressure.

성을 향상시키기 위해서 알루미늄 파이프에 canning 후 470°C에서 압출비 25:1로 압출하였다. 최종적으로 얻어진 압출재의 직경은 10 mmφ였으며, 열간압출시 실험조건은 Table 4와 같다.

2.4 열처리

압출재는 모두 495°C에서 4시간동안 용체화처리를 하였으며, 20°C의 물에 퀘칭 후 175°C에서 6시간동안 인공시효처리를 행하였다.

2.5 미세조직관찰

최종적으로 열처리된 압출재는 1 μm의 diamond paste로 연마한 후 modified Keller's solution으로 20°C에서 약15초 동안 에칭하여 광학현미경(Model HFX-IIA, Nikon, JAPAN)을 이용하여 미세조직을 관찰하였다.

초정 Si 및 공정 Si의 형상비(aspect ratio), 크기 및 분포와 같은 미세조직에 대한 정량화 작업은 영상분석기를 이용하여 수행하였으며, Si상의 형상이 불규칙하므로 그 크기를 대비하는데 있어서 포착된 상의 면적을 측정하여 이용하였다.

2.6 Thermal Mechanical Analysis

TMA측정용 시험편은 20 mmH × 5 mmφ의 크기로

Table 3. Experimental conditions for SiC-particle injection.

Particle size	#1500 (10 μm)	
Dia. of injection nozzle	4 mmφ	
Gas pressure	10vol.%SiC _p	3.5 kgf/cm ²
	20vol.%SiC _p	5.0 kgf/cm ²
Particle temperature	20°C	
Particle spray angle	30°C	

Table 4. Experimental conditions for the hot extrusion.

Diameter of extrusion die	50 mmφ
Die angle	180°
Ram speed	2.2 mm/sec.
Extrusion ratio	25:1
Die temperature	400°C
Billet temperature	470°C
Extrusion pressure	670 MPa

가공하여 표면은 1 μm의 diamond paste로 연마하였다. 특히 선열팽창계수의 측정오차를 줄이기 위해서 시료들이 수평을 유지할 수 있도록 시료의 양끝단에 대한 정밀연마를 행하였다. 선열팽창계수는 Thermal Mechanical Analyzer(Model TMA-50, Shimadzu, JAPAN)를 이용하여 상온에서 300°C까지 측정을 시도하였다. 열팽창계수의 측정시 로(furnace)는 대기중에서 3°C/min.의 승온속도를 유지하도록 설정하였다. 시간과 온도의 변화에 따른 길이변화는 표준 팽창 탐침기에 부착된 LVDT(Linear Variable Differential Transformer)에 의해서 측정되었으며, 20~300°C까지의 열팽창계수(CTE)를 분석하기 위해서 TMA standard data analysis software를 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 3.(a)는 20vol.%SiC_p가 첨가된 복합적층성형체의 저배율(×50)의 광학현미경조직이다. 기판에 가까운 성형체의 하부에서 일부 기공들이 관찰되었으며, SiC_p들은 비교적 균일분포됨을 알 수 있었다. 이로써 동시분사주조법에 의하여 SiC_p의 미세적인 복합화가 가능함을 알 수 있다. 이러한 미세조직을 갖는 성형체를 열간압출하였을 경우의 미세조직(×50)은 Fig. 3.(b)와 같이 SiC_p가 더욱 균일분산된 상태를 나타내었으며, 성형체에 일부 존재하던 미소기공들은 거의 관찰되지 않았다.

Fig. 4.(A)~(B)는 중력금형주조 및 분사주조 후 열간압출한 시험편에 대한 전형적인 광학현미경 조직과

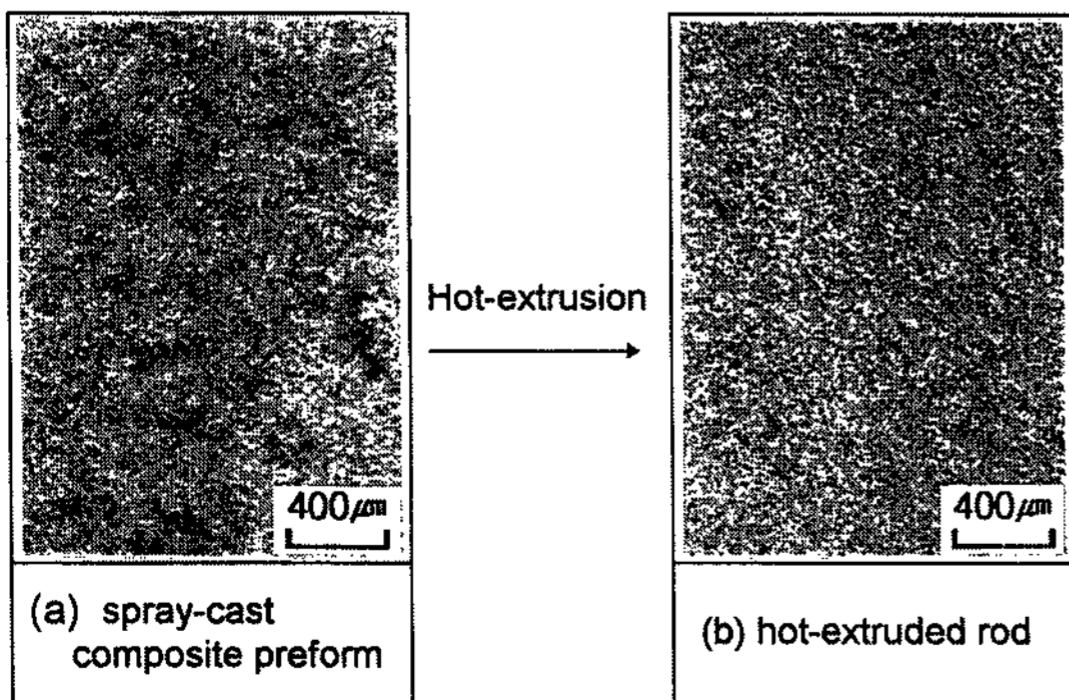


Fig. 3. Optical microstructure of (a) spray-cast composite preform and (b) subsequently hot-extruded rods (20vol.%SiC_p added).

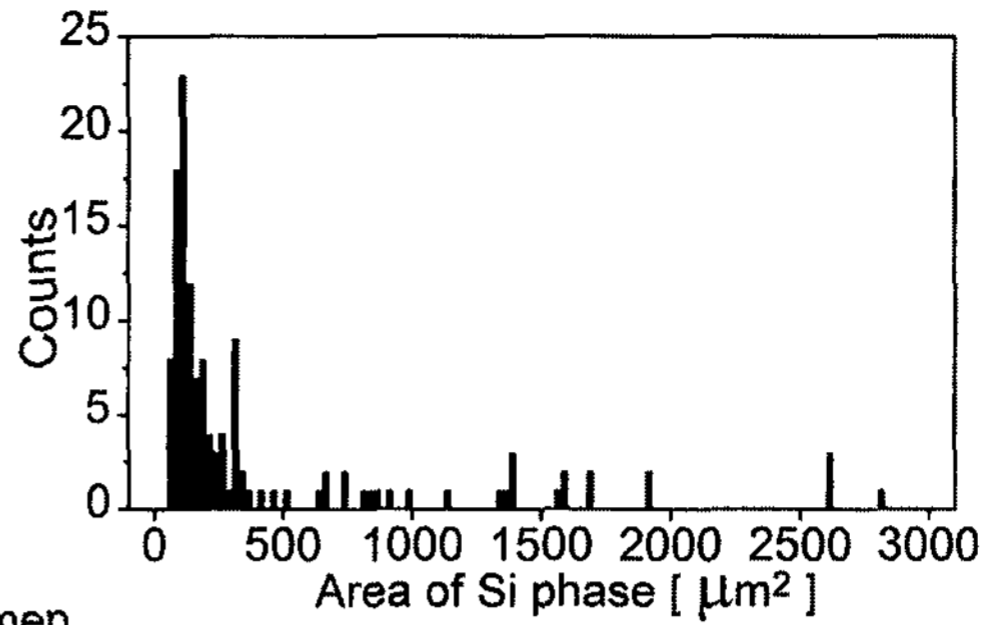
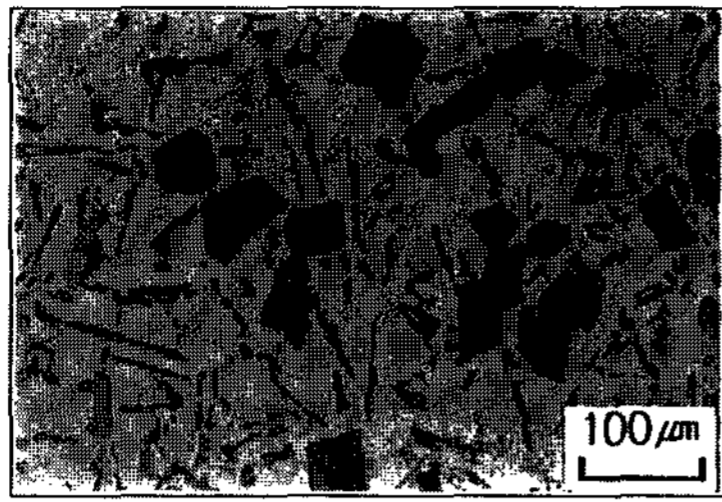
영상분석에 의해 측정된 Si상의 크기분포를 보여준다. 이에 의하면 중력금형주조한 시험편(A)은 미세조직상에서 조대한 초정Si과 공정Si상이 관찰되었으며, 이에 반하여 분사주조한 시험편(B)의 경우는 알루미늄기지에 미세하고 globular-type을 갖는 Si상들이 균일하게 분포되어 있음을 알 수 있다. 이는 주로 합금의 응고 동안 더 빠른 냉각속도에 기인되며, 또한 큰 운동량을 갖는 액적들이 연속적으로 기관상에 충돌되어 고상과 액상의 재배열이 발생하기 때문으로 생각할 수 있다 [13]. 또한 열간압출동안 조대하고 길쭉한 Si상들의 기계적인 파쇄와 모서리(edge)들의 소멸에 의해서 Si상들은 더욱 미세화될 수 있다[14]. 한편 10vol.%SiC_p가 첨가된 분사주조한 복합재료의 경우(C)는 Si상이 B시험편과 유사한 크기분포 및 형상을 나타내었지만 약간 더 미세하고 형상도 globular-type으로 더욱 진전되어 있음을 알 수 있다. 이는 열간압출동안 Si와 SiC_p의 재배열시 표면이 거친 Si상들은 마모특성이 우수한 SiC_p들과의 접촉에 의해서 표면마모 및 파쇄현상에 의한 것으로 생각된다. 그러나 열간압출동안 Si와 SiC_p가 재배열된 후에도 SiC_p강화상들은 Si근처에 존재함을 알 수 있다. 20vol.%SiC_p가 첨가된 복합재료의 경우(D)에는 Si상이 매우 미세하여졌으며, 이는 상기의 효과 및 강화상의 주입시 저온의 혼합가스의 유입과 더불어 상온의 SiC_p입자들이 이들 주변에 국부적인 과냉영역을 크게 넓혀 Si상들이 다량 핵생성되도록 유도하였기 때문으로 사료된다.

Fig. 5는 각 시험편에서 영상분석된 Si상의 평균형상비(average aspect ratio)를 나타낸 것이며, 중력금형주조한 시험편(A)는 그 형상비가 매우 크게 나타났다. 그러나 이에비하여 분사주조 후 열간압출한 시험편들은 구형에 가까운 형상비를 나타냈다. 또한 Si상의 형상비는 SiC_p의 체적분율이 증가될수록 그리고 Si상의 크기가 감소할수록 작아짐을 알 수 있다. 즉, Si상의 형상은 불규칙한 rod형상에서 blocky형상 그리고 globular형상으로 변화되었다. 이러한 미세조직적인 변화는 주조동안 빠른 냉각속도와 SiC_p의 다량첨가에 의한 냉각조건의 변화 및 열간압출동안 기계적인 파쇄의 상호 복합된 효과에 의해서 나타난 것으로 생각된다.

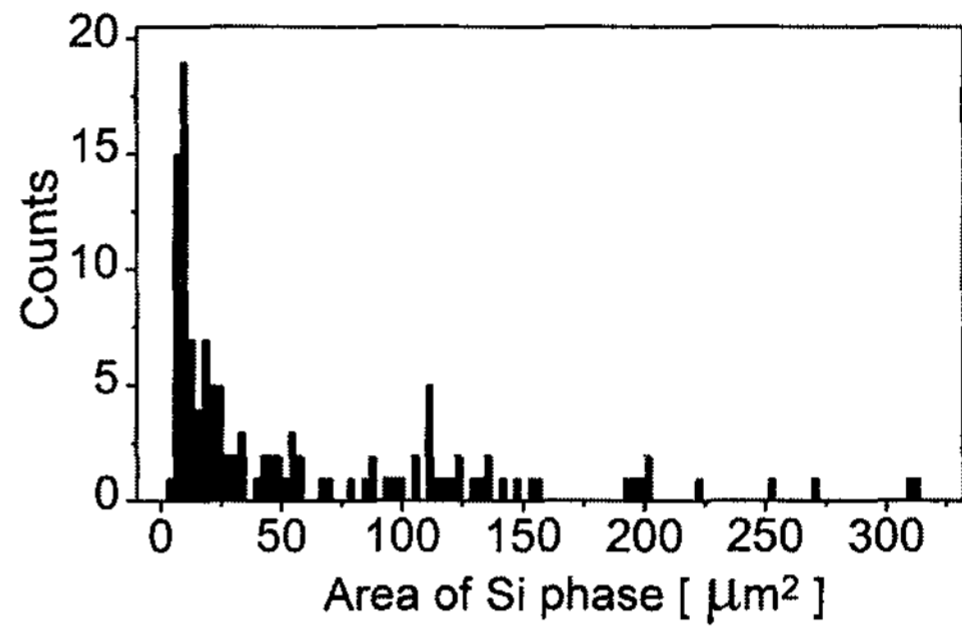
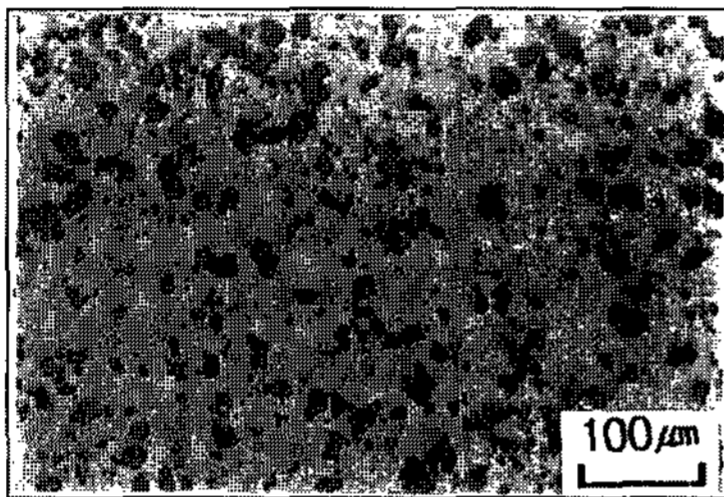
3.2 기계적 성질

Fig. 6은 상온에서 인장시험한 결과로서, 각 시험편에 대한 최대인장강도(UTS)와 연신율을 나타내었다.

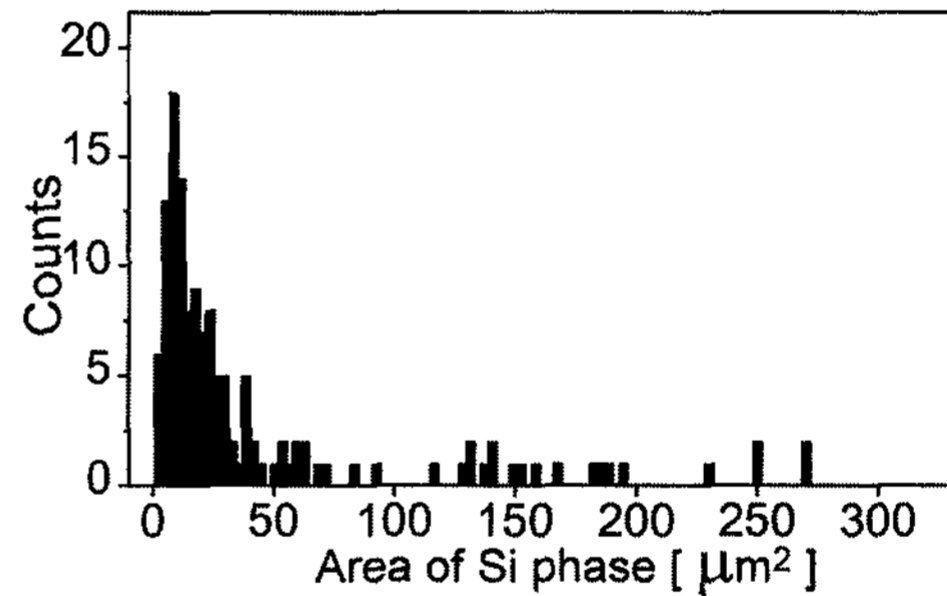
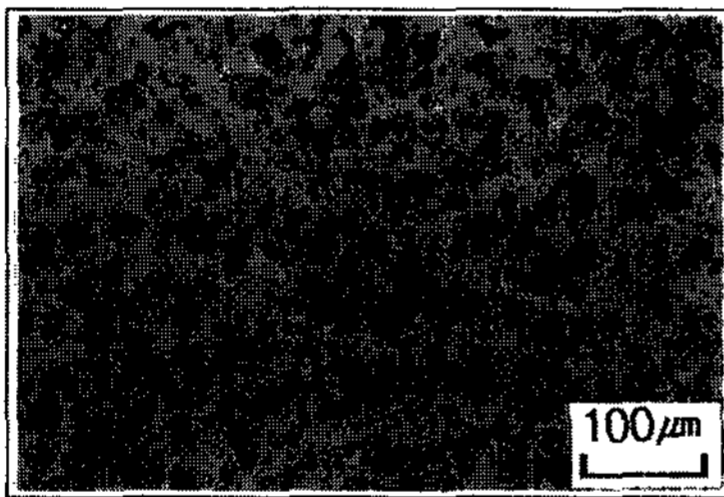
A: Permanent mold-cast specimen



B: Spray-cast & hot-extruded specimen



C: Spray-cast & hot-extruded composite specimen(10vol.%SiCp added)



D: Spray-cast & hot-extruded composite specimen(20vol.%SiCp added)

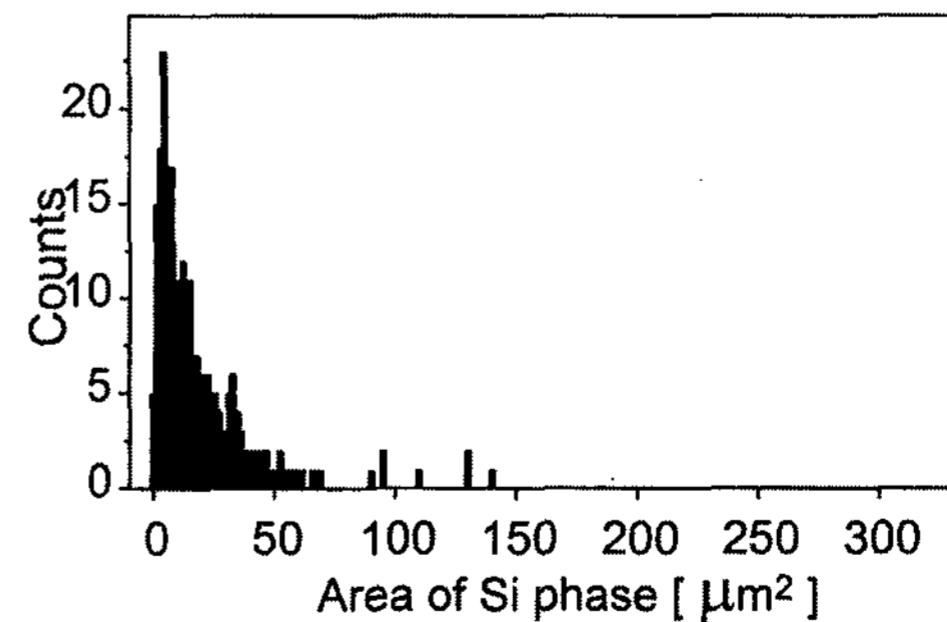
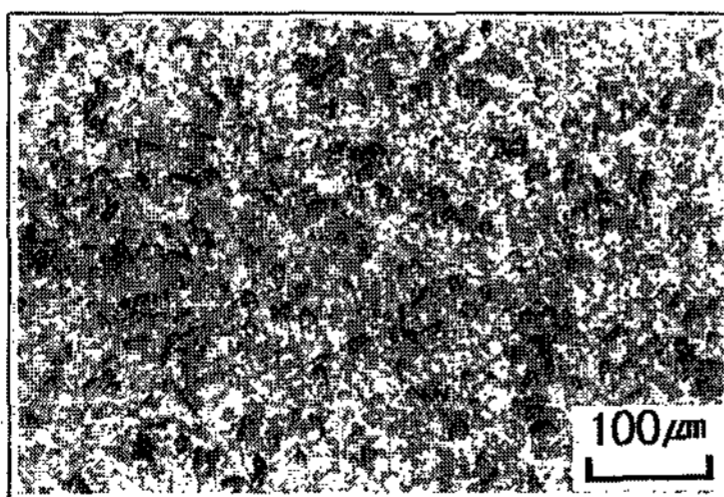


Fig. 4. Typical images and size distributions of the Si phase measured by Image Analyzer.

기대했던 것처럼, 미세하고 균일한 분포를 갖는 분사 주조 후 열간압출한 시험편이 중력금형주조한 시험편에 비하여 더 향상된 특성을 나타내었다. 이는 기공의

제거 뿐만 아니라 취약한 Si상이 미세화되고 globular 형상으로 더욱 균일하게 분포됨으로서 인장시 Si상에 의한 응력집중 및 균열의 핵생성 효과가 최소한으로

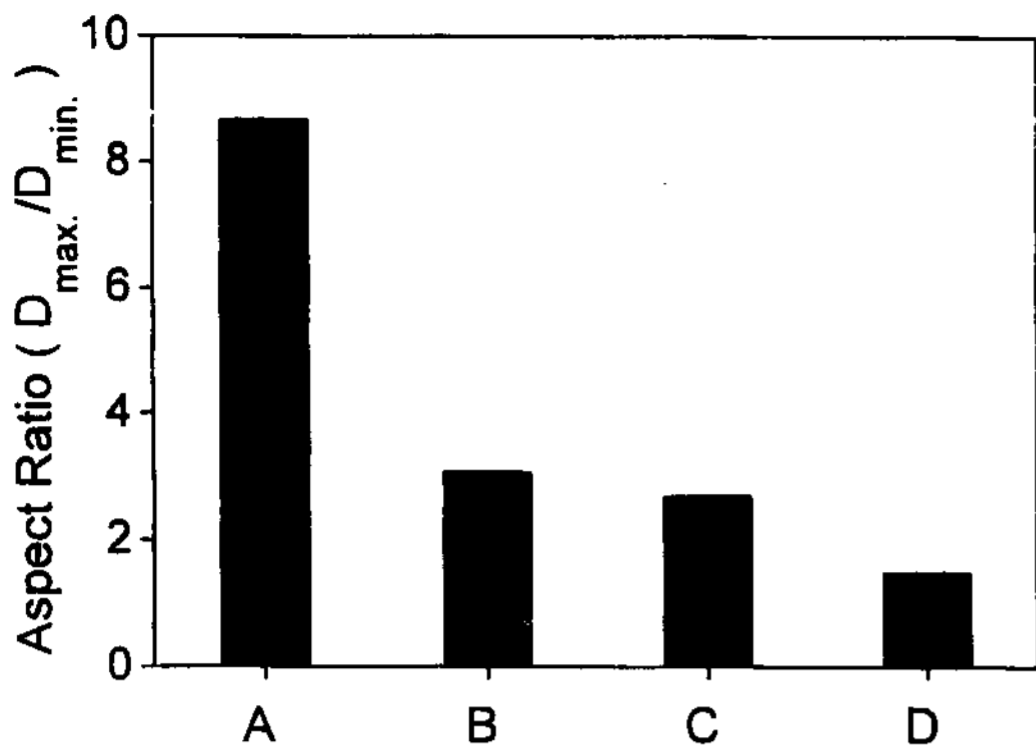


Fig. 5. Average aspect ratio of the Si phase.

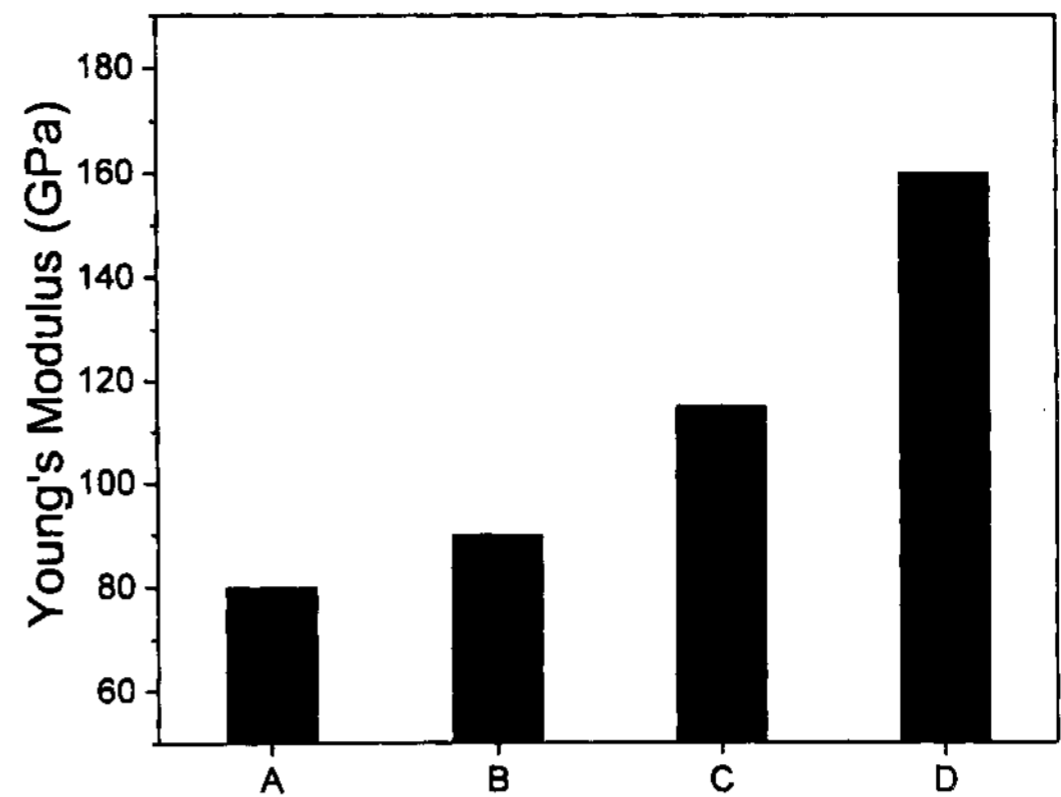


Fig. 7. Young's modulus of the specimens.

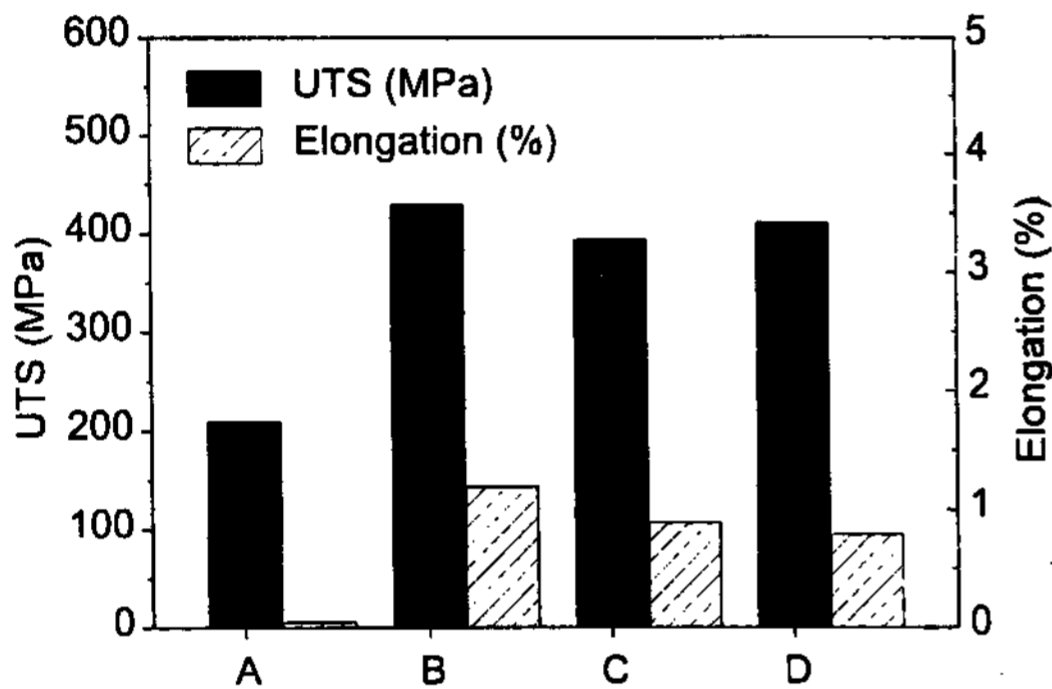


Fig. 6. Ultimate tensile strength and elongation of the specimens.

억제되었기 때문에 사료된다.

과공정 Al-Si합금(A390)의 연신율은 조대하고 취약한 Si상의 존재로 인하여 매우 낮다. 그러나 취약한 Si상의 미세화를 통하여 연신율이 향상될 수 있다. Fig. 6은 또한 cross head speed를 1 mm/min.으로 고정하고, 40 mm gage length에 부착된 extensometer에 의해 측정된 연신율을 나타낸 것이며, 중력금형주조한 시험편의 경우 파괴연신율이 0.05%에서 용탕단조한 시험편의 경우는 0.45%, 그리고 분사주조 후 열간압출한 시험편의 경우는 1.2%로 측정되었다. 연신율의 향상도 역시 취약한 Si상의 형상비와 크기의 감소에 영향을 받으며, 또한 주조동안 형성된 미소기공이 열간압출동안 제거됨으로써 향상된 것이라 사료된다.

그러나 10vol.%Si_p 및 20vol.%Si_p가 첨가된 복합재료의 경우 최대인장강도는 오히려 감소되는 결과를 나타냈다. 그럼에도 불구하고 측정된 탄성계수 (Young's modulus)는 크게 향상된 값을 나타냈다(Fig. 7). 이러한 탄성계수의 향상에도 불구하고 인장강도가

감소되는 원인은 기지로 사용한 주물용 과공정Al-Si합금 자체가 연신특성이 없기 때문으로 생각할 수 있으며[15], 과공정Al-Si합금에 강화상을 추가로 첨가할 경우 연신특성이 더욱 저하되어 결국 그 재료는 항복강도에 도달하기전에 급격한 균열성장에 의하여 낮은 응력하에서도 파단이 용이하게 발생되기 때문으로 여겨진다.

과공정 Al-Si합금의 파괴기구를 고찰하여보면 일반 알루미늄합금 및 아공정합금의 파괴방식과는 아주 다르다고 할 수 있다. 즉, 과공정합금의 경우 파괴는 주로 ① Si상의 크기 및 분포 ② Si상과 기지와의 결합 정도 ③ 입자균열의 용이도와 같은 미세조직적인 인자에 의해서 영향을 받는다고 알려져 있다[15]. 또한 더 작은 Si상은 알루미늄기지와 분리되는데에 대한 더 큰 저항성을 갖고 있으며, 따라서 microvoid를 핵 생성시키기 위해서는 더높은 인장응력이 요구되며 거시적으로 인장강도값은 더욱 높게 나타난다[16]. 본 연구에서 제조한 미복합 분사주조합금 및 복합재료에 대하여도 상기와 같은 영향에 의하여 인장특성이 변화되는 것인지 고찰하기 위해서 인장시험 후 시험편의 인장방향에서 각 위치에 따른 미세조직을 관찰하여 보았다(Fig. 8). Fig. 8.(A)는 중력금형주조재의 인장특성의 영향에 대한 기공의 영향을 최소화하기 위해서 열간압출을 추가로 행한 후 인장시험한 시험편이다. 이 경우 초정 Si상은 gauge length내의 모든부위에서 균열이 발생되었음을 관찰할 수 있었으며, 인장파단은 인장방향에 수직인 방향으로 초정 Si의 균열생성과 균열들사이의 void형성 그리고 균열전파가 발생되어 낮은 인장응력하에서 파단이 발생되었음을 알

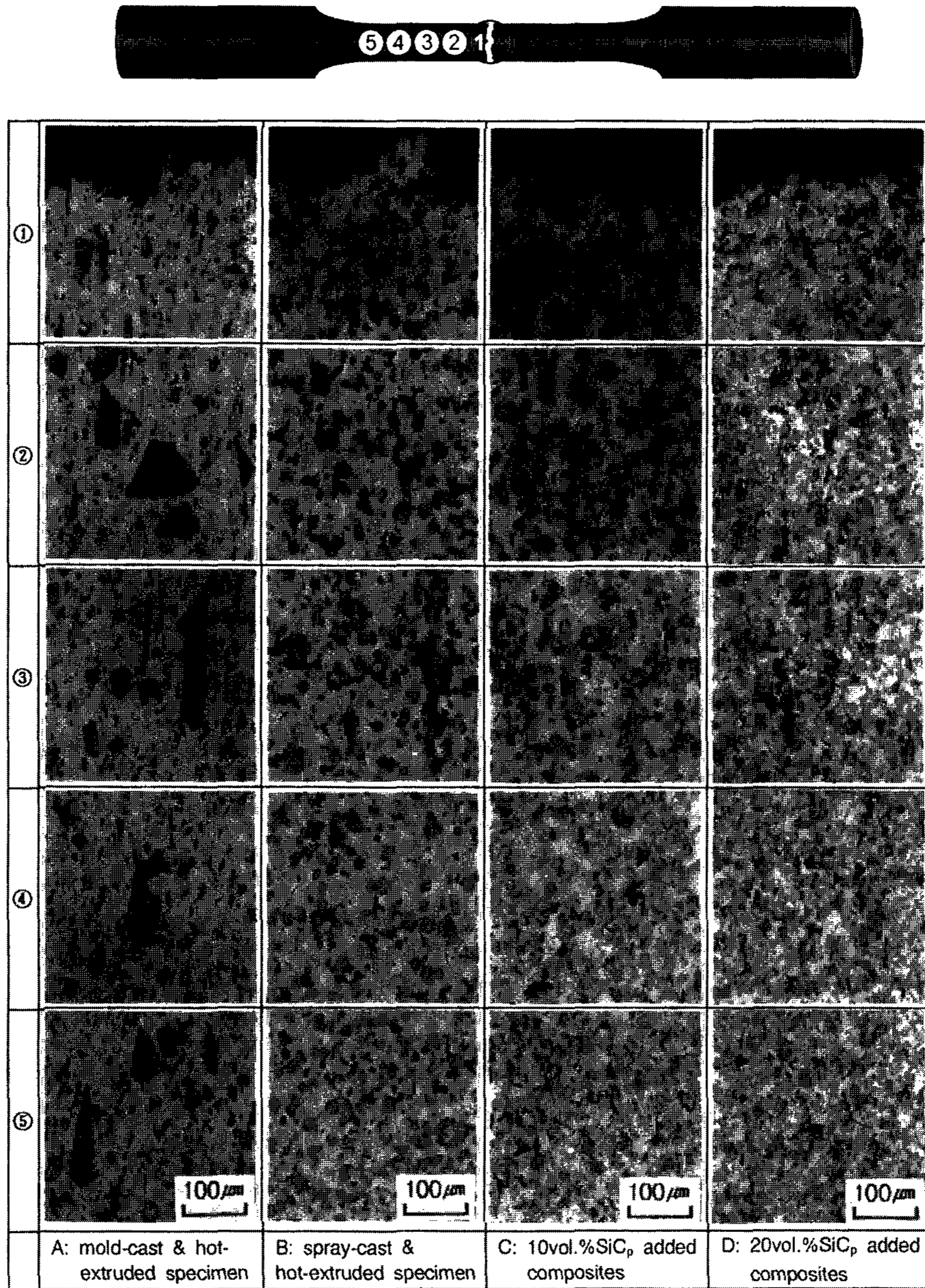


Fig. 8. Optical microstructures of the gauge length parts in the tensile tested specimens.

수 있다. Fig. 8.(B)는 분사주조 후 열간압출한 미복합과 공정 Al-Si 합금(A390)의 인장시험편의 미세조직이다. 인장파단면 근처에 존재하는 일부 비교적 조대한 Si상들에서 균열이 관찰되었으며, Si상 근처의 기지에서 microvoid의 핵생성과 성장이 발생되었음을 알 수 있다. 따라서 이 경우 인장파단은 Si상의 균열발생과 Si상들사이의 기지에서 microvoid의 핵생성 및 성장에

의한 기구가 복합적으로 나타났다고 사료된다. 한편 10vol.%SiC_p가 첨가된 복합재료의 경우 역시 인장파면 근처에서 조대한 Si상에서 균열이 관찰되었으며, 이때의 void형성은 Si상과 SiC_p사이에서 형성됨을 알 수 있다. 이는 SiC_p들과 Si상과의 결합력이 매우 약하다는 사실을 뒷받침 해준다. 즉, SiC_p와 Al사이의 결합력은 이들사이의 큰 열팽창계수차에 의해서 향상될 수

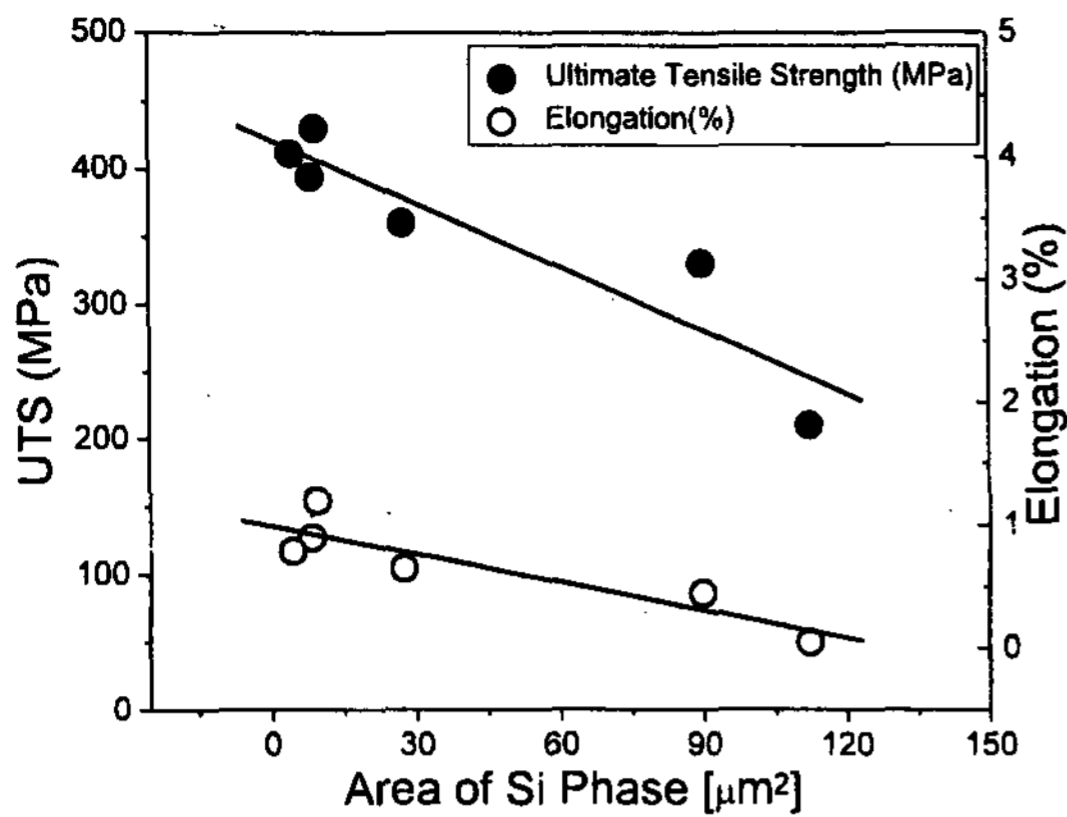


Fig. 9. Variation of UTS and elongation with the size of Si phase.

있다[3]. 그러나 SiC_p 와 Si상과의 열팽창계수차는 SiC_p/Al 에 비하여 매우 작기 때문에 Si상은 SiC_p 에 대한 잡기효과(seizure effect)가 Al에 비하여 매우 작다고 할 수 있다. 한편 Al-Si합금의 응고시 SiC_p 는 기지와와의 젖음각(wetting angle)이 매우 크기 때문에 Si상에 대한 불균일 핵생성자리로서 역할을 하지 못한다[17]. 그러나 SiC_p 는 주변에 국부적인 과냉역을 형성시키는 것이 가능하고[11], 이러한 국부적인 과냉역은 SiC_p 와 기지재료와의 젖음각을 변화시킴으로써 핵생성을 위한 자유에너지의 감소를 초래할 수 있다[17]. 따라서 이렇게 핵생성 및 성장된 Si상들은 SiC_p 와 단지 물리적인 결합상태로 존재한다고 볼 수 있다. 결국 이러한 결합상태 및 Si/ SiC_p 의 잡기역할의 감소는 인장시 Si/ SiC_p 의 분리가 발생되고, 20vol.% SiC_p 가 첨가된 복합재료(D)에서 잘 나타나듯이 그러한 부위에서 void의 핵생성 및 성장에 의한 파단이 용이하게 발생되었던 것으로 판단된다. 따라서 연성이 큰 아공정Al-Si합금과는 달리 연성이 거의 없는 과공정Al-Si합금의 경우에는 SiC_p 의 첨가에 따라 최대인장강도값은 향상되지 않고 오히려 감소되는 결과가 초래되었다고 여겨진다.

한편 인장성질에 대한 Si상의 크기 영향을 고찰하기 위해, Si상의 크기에 따른 최대인장강도 및 파괴연신율의 변화를 도시하여 본 결과 Fig. 9와 같이 나타났다. 최대인장강도와 파괴연신율은 Si상의 크기가 감소됨에 따라 선형적으로 증가됨을 알 수 있다. 이는 첨가되는 강화입자가 항복응력을 크게 증가시키는 복합재료의 경우와 유사하게 나타나는 것으로 볼 수 있다.

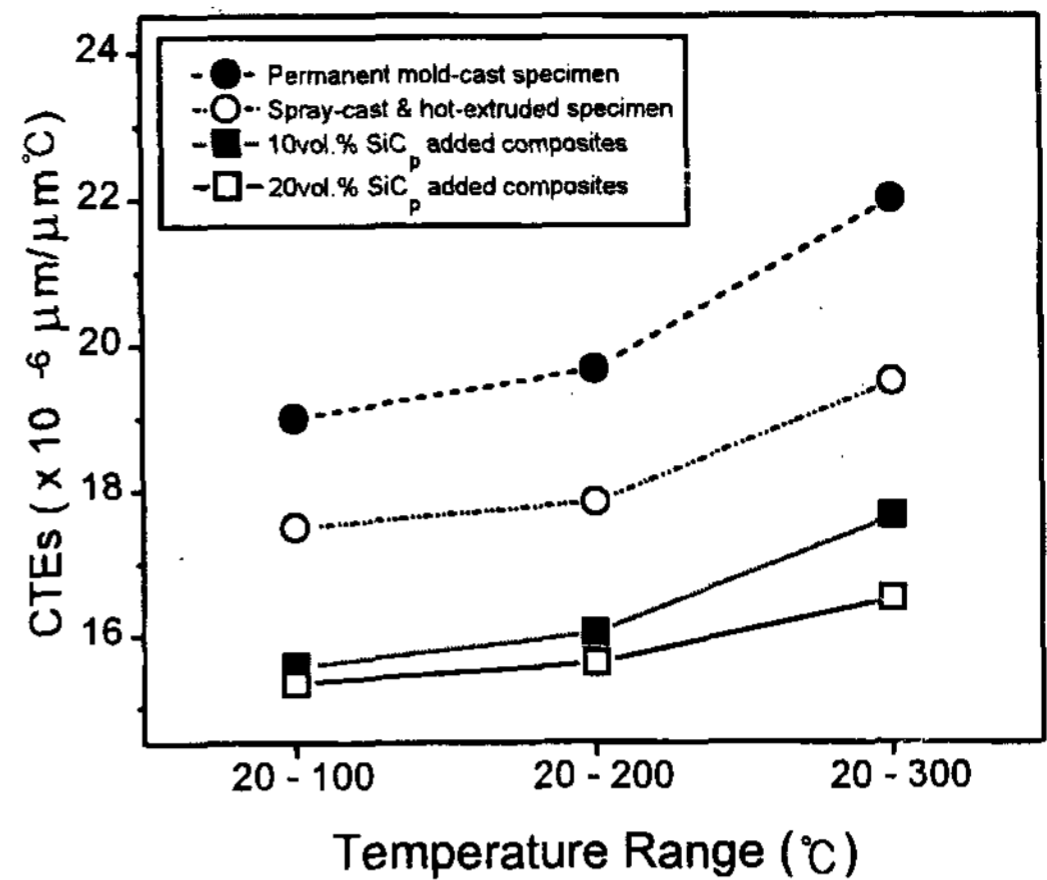


Fig. 10. Thermal expansion coefficients of the hypereutectic Al-Si alloys (A390).

즉, 복합재료는 낮은 변형률에서 훨씬 더 높은 가공경화속도를 가지며, 이는 주로 첨가되는 입자에 의해 강화될 수 있다. 낮은 변형속도하에서 가공경화속도는 입자크기에 의존되며, 더 미세한 입자가 첨가될수록 항복응력은 더욱 높아지게 된다[18].

3.3 열팽창 거동

각 시험편들에 대하여 측정된 선열팽창계수를 Fig. 10에 나타내었다. 분사주조 후 열간압출한 시험편의 열팽창계수는 금형주조한 시험편에 비하여 약 10%정도 낮게 나타났으며, 또한 SiC_p 가 첨가된 복합재료의 경우는 측정된 전 온도범위에 대하여 미복합화된 시험편들보다 훨씬 더 낮게 나타났으며, 특히 SiC_p 가 20vol.%첨가된 복합재료의 경우에는 전측정온도구간에서 stainless steel의 열팽창계수와도 대등한 특성을 지님을 알 수 있다.

최근 보고된 바에 의하면[18-20], 합금재료와 복합재료의 열팽창계수는 탄성계수에 영향을 주로 받으며, 또한 탄성계수는 제2상의 체적분율과 형상 등의 미세조직적인 변화에 의해서 주로 변화된다고 알려져 있다. 따라서 본 연구에서 제조한 시험편들의 경우에도 Si상의 형상과 크기와 같은 미세조직적인 특성과 탄성계수의 기계적특성이 열팽창거동과 관련될 것이라고 사료되었다. 따라서 이를 실험적으로 고찰하기 위해서 20-300°C의 측정온도 구간에서 Si상의 크기와 탄성계수에 따른 열팽창계수의 변화를 도시하여 보았다(Fig. 11). 그 결과 과공정 Al-Si합금(A390)의 열팽

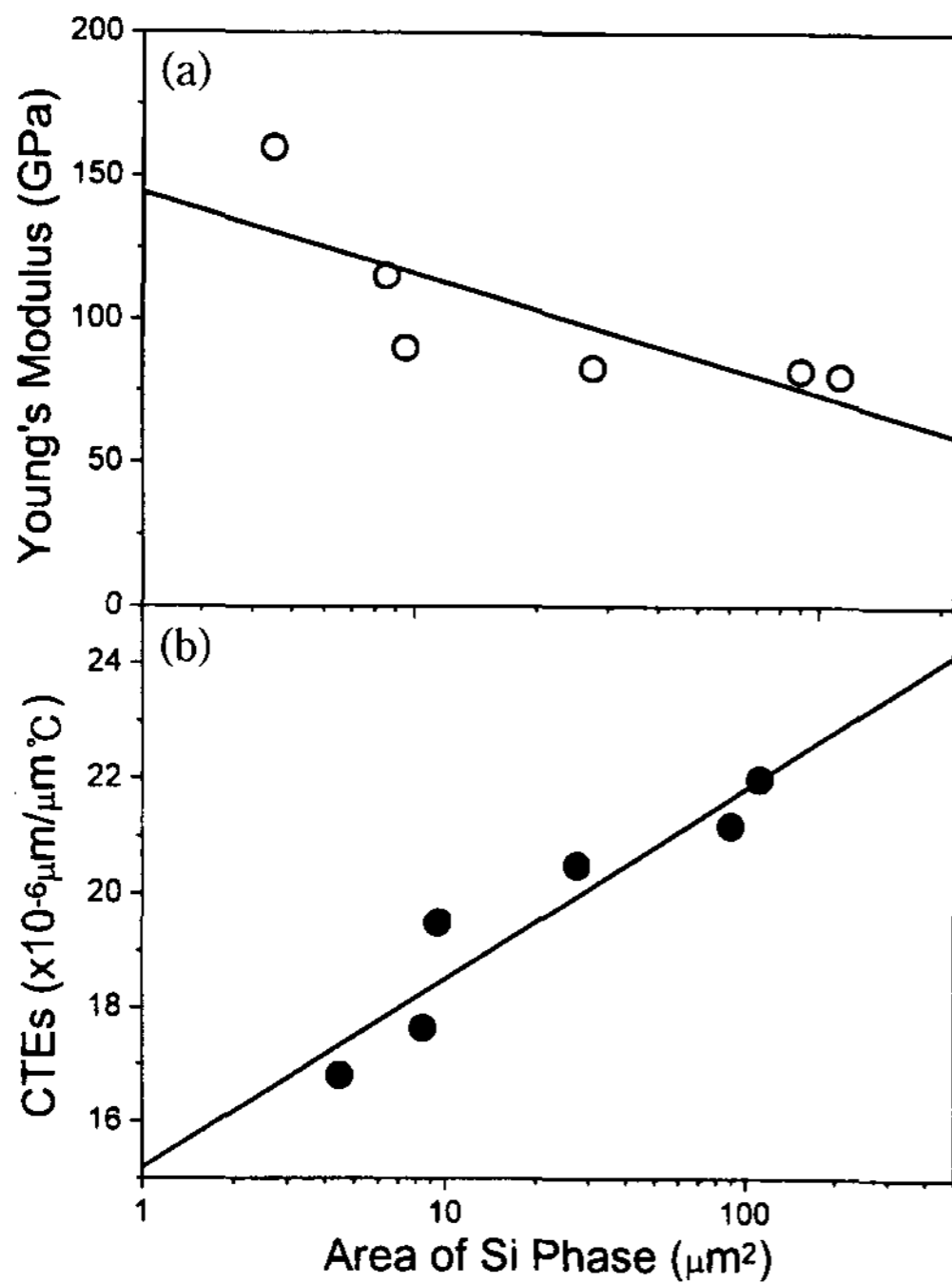


Fig. 11. The changes of (a) CTEs and (b) Young's modulus with the size of Si phase.

창계수는 Si상의 크기가 감소됨에 따라 거의 비례적으로 감소됨을 알 수 있으며(Fig. 11.(a)), 또한 Si상의 미세화에 따라 탄성계수는 증가되며(Fig. 11.(b)), 이에 따라 역시 열팽창계수가 감소됨을 알 수 있다. 따라서 stainless steel, Monel 및 Nickel합금 등에 버금가는 열팽창특성을 갖는 저열팽창 알루미늄합금 소재의 제조는 Fig. 11과 같이 기지재료의 미세조직적인 특성과 기계적인 특성을 적절히 조합함에 의해서 가능할 것으로 판단된다.

4. 결 론

저열팽창 알루미늄합금 소재를 개발하기 위하여 급속응고기술 중 bulk화가 가장 용이한 분사주조법을 도입하였으며, 또한 과공정 Al-Si합금이 강(steel)에 버금가는 고탄성·저열팽창 특성을 지닐 수 있도록 분사주조시 액적들의 적층도중 상부적층면에 SiC_p강화상을 직접 동시첨가하여 복합적층성형체를 제조하는 조건을 확립하였으며, 열간압출에 의한 최종성형공정 및 열처리공정 이후의 인장특성, 탄성특성 및 열팽창 거동을 고찰하여 본 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수

있었다.

1. 분사주조한 모든 적층성형체의 경우 존재하는 미소기공은 열간압출을 통하여 모두 제거할 수 있었으며, Si상의 크기는 일반 금형주조시보다도 훨씬 더 미세하고 더욱 균일하게 분포되었다. 또한 Si상의 크기는 SiC_p의 함량이 증가됨에 따라 미세화되었으며, 구형에 가까운 형상비를 갖는 것으로 나타났다.

2. 분사주조 후 열간압출한 시험편의 최대인장강도 및 파괴연신율은 중력금형주조한 시험편에 비하여 크게 향상되었다. 이는 취약한 Si상의 크기와 형상비의 감소에 주로 기인되며, 또한 주조동안 형성된 미소기공의 제거에 의해서 인장특성이 향상되었다.

3. 분사주조한 복합재료의 경우, 탄성계수는 SiC_p의 첨가에 따라 크게 증가되었지만 최대인장강도와 연신율은 향상되지 못함을 알 수 있었다.

4. 미복합 분사주조재에 비하여 복합재료의 최대인장강도가 낮게 나타나는 이유는, 국부적인 과냉역에 의해서 형성된 Si/SiC_p의 결합상태가 매우 약하고 또한 Al/SiC_p에 비하여 Si/SiC_p의 잠기효과의 감소에 의하여 인장시 Si/SiC_p의 계면에서 우선적으로 박리되었음을 인장파단면의 관찰을 통하여 고찰할 수 있었다.

5. 과공정 Al-Si합금(A390)의 열팽창계수는 Si상의 크기가 감소됨에 따라 낮게 나타났다.

6. 20vol.%SiC_p가 첨가된 분사주조 후 열간압출한 과공정 Al-Si합금(A390)의 열팽창계수는 stainless steel에 버금가는 값으로 나타났으며, 따라서 stainless steel, Monel 및 Nickel합금 등에 버금가는 열팽창특성을 갖는 저열팽창 알루미늄합금 소재의 제조는 기지재료의 미세조직적인 특성과 기계적인 특성을 적절히 조합함에 의해서 제조가 가능함을 알 수 있었다.

후 기

본 연구는 1996년도 교육부 신소재분야 연구지원에 의해서 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] M.T. Kiser, F.W. Zok and D.S. Wilkinson, Acta mater. 44, 9 (1996) 3465
- [2] D.K. Balch, T.J. Fitzgerald, V.J. Michaud, A. Mortensen, Y.-L. Shen, and S.Suresh, Metall. Trans., 27A (1996) 3700

- [3] R.M. German, *Metall. Trans.*, 24A, 8 (1993) 1745
- [4] L. Parrini and R. Schaller, *Acta mater.*, 44, 12 (1996) 4881
- [5] C. Zweben, *JOM*, 44 (1992) 15
- [6] 小原嗣朗, 武藏範雄, *日本金屬學會誌*, 44 (1980) 63
- [7] D.H. Joo and M.H. Kim, *Proc. of 3rd Asian Foundry Congress*, ed. by Z.H. Lee, C.P. Hong and M.H. Kim, The Korean Foundrymen's Society, Korea, (Nov. 1995), 116
- [8] P.C. Mathure, "Analysis of the Spray Deposition Process", Ph.D. Thesis, Drexel University (1988)
- [9] A.R.E. Singer, *Material Science and Engineering*, A135 (1991) 13
- [10] Yue Wu and Enrique J. Lavernia, *Metall. Trans.*, 23A (1992) 2923
- [11] 박종성, 이인우, 김명호, *JUJO*, 14, 6 (1994) 530
- [12] 박종성, 김명호 : *JUJO*, 15, 6 (1995) 574
- [13] Y. Wu, W.A. Cassada, and E.J. Lavernia, *Metall. Trans.* 26A (1995) 1235
- [14] K.B. Muller and A.A. Grigoriev, *The 4th Inter. Conf. on Aluminum Alloys*, Vol.1, Ed. by T.H. Sanders and E.A. Starke, The Georgia Inst. of Tech., (1994), 134
- [15] G.T. Hahn and A.R. Rosenfield, *Metall. Trans.*, 6A (1975) 653
- [16] J. Zhou and J. Duszczyk, *J. of Mat. Sci.*, 25 (1990) 4541
- [17] Q. Zhang, R.H. Rangel and E.J. Lavernia, *Acta mater.*, 44, 9 (1996) 3693
- [18] S. Elomari, R. Boukhili and D.J. Lloyd, *Acta mater.*, 44 (1996) 1873
- [19] Y.L. Shen, M. Finot, A. Needleman and S. Suresh, *Acta mater.*, 42, 1 (1994) 77
- [20] D.E. Bowles and S.S. Tompkins, *J. of composite materials*, 23, 4 (1989) 370