

論 文

# Al-Si/SiCp 복합조직에 미치는 Rheo-compocasting의 제조조건 및 Mg첨가의 영향

김석원\*, 이의권\*\*, 전우용\*\*

## Influence of Rheo-compocasting Conditions and Mg Additions on the Microstructures in Al-Si/SiCp Composite

Sug-Won Kim\*, Eui-Kweon Lee\*\* and Woo-Yeoung Jeon\*\*

### Abstract

Dispersion behaviors of SiC particles and microstructures in Al-2%Si/SiCp composite prepared by Rheo-compocasting were studied with change of fabrication conditions(slurry temperature, agitation time) and additions of Mg(0~3wt.%).

Also, the microhardness change of matrix, interface and total in composites were examined with additions of Mg(0~3wt.%). The dispersion of particles in the composites became relatively homogeneous with increase of Mg additions, agitation time and decrease of slurry temperature.

Rate of occupied area by particle in matrix was increased as increase of Mg additions due to improvement of wettability between SiC particle and matrix.

A favorable composites were obtained by melting under Ar atmospheric SiCp injection and bottom pouring system. According to the analysis of X-ray diffraction, Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> and MgO, etc, intermetallic compounds were formed by chemical interreaction at interface of matrix and particles. The microhardness of interface is higher than that of matrix due to more strengthening of above intermetallic compounds. It was considered that the total hardness of the composites is improved by dispersing of SiCp and addition of Mg.

(Received June 30, 1993)

### 1. 서 론

Al합금기지에 세라믹입자 강화제를 분산강화시킨 Al/SiCp복합재료는 경량이면서 비강도, 내열성, 내마모성이 우수하여 이 재료특성에 대하여 많은 연구<sup>1~4)</sup>가 진행되어 왔으며 이들의 제조방법도 활발히 개발되고 있다<sup>5)</sup>.

제조방법은 분말야금법과 주조법<sup>6,7)</sup>으로 크게 분류할 수 있는데 주조법은 분말야금법보다 저렴한 제조비, 간단한 제조공정, 대량생산의 가능성

등 경제성이 매우 좋다는 장점 때문에 주목받는 제조법이다.

그러나 주조법은 제조과정 중에 입자의 금속기지와의 젖음성이 낮아서 생기는 강화제의 편석, 용해중에 혼입된 가스로 인한 기공들의 생성, 세라믹과 용융기지금속의 열팽창의 차이에 의하여 생기는 잔류응력<sup>8)</sup> 등의 문제점이 많이 있으므로 이같은 단점을 해결하기 위하여 연구가 더욱 진행되어져야 할 것이다.

따라서 본 연구에서는 내열, 내마모용 SiCp강

\*전북대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Chonbuk National University), 금속응고신소재연구소(RASOM)

\*\*전북대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Chonbuk National University)

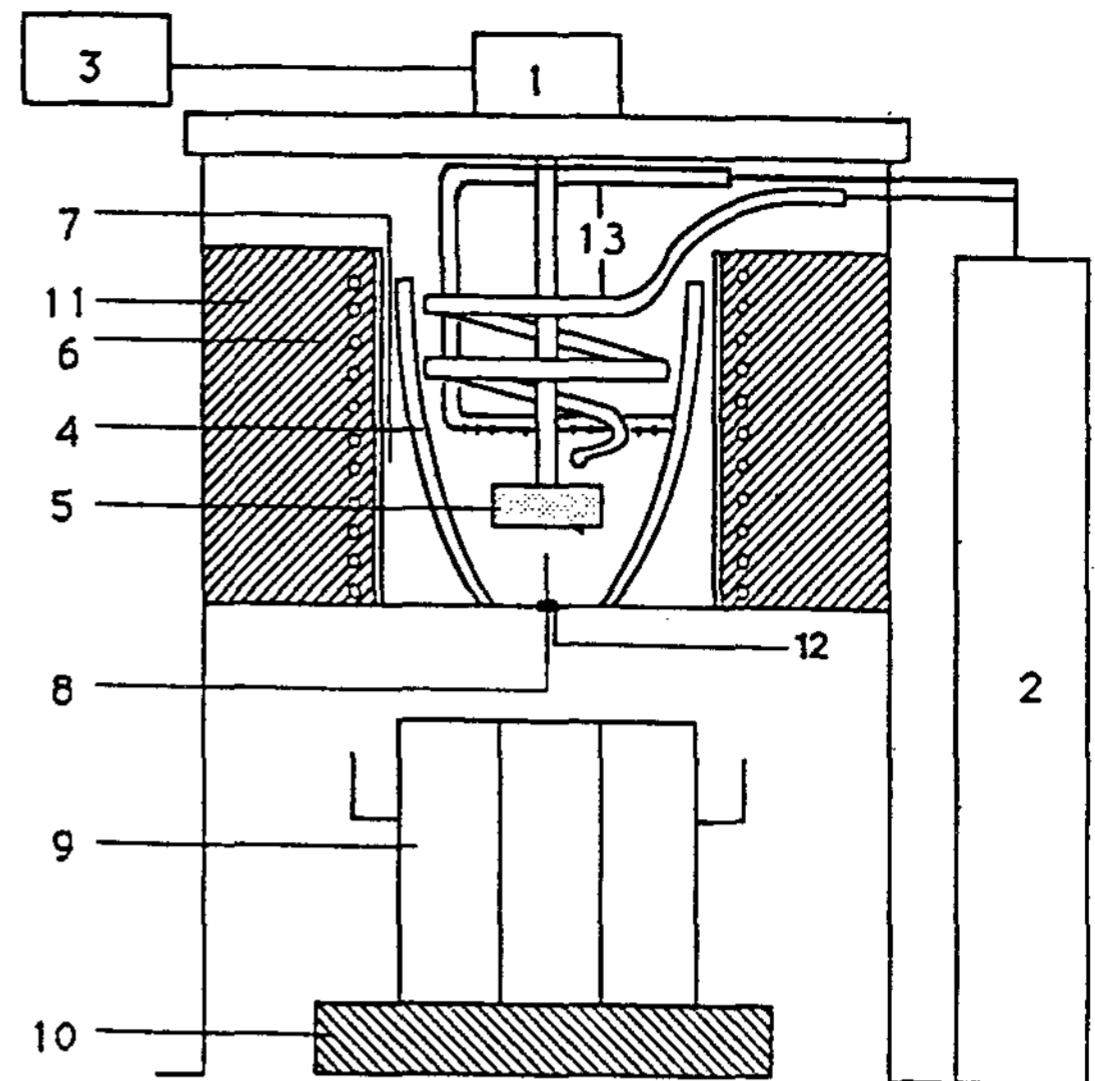
화 알루미늄복합재료를 개발하기 위한 기초연구로서 Al-Si합금을 기지금속으로 하고 SiCp를 분산강화시킬 때 젖음성을 개선할 목적으로 합금원소 Mg를 첨가하여 Ar 가스분위기하에서 rheo-compcasting법으로 Al-2wt.%Si-(0~3wt.%)Mg/SiCp복합재료를 제조하였다. 이렇게 제조된 복합재료에서 rheo-compcasting의 제조조건(용해조건)과 Mg의 첨가량에 따른 SiCp의 분산성, 기공의 발생, 기지금속과 SiCp의 계면의 미세조직 관찰 및 경도변화를 고찰하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시편제조

본 실험에 사용한 장치의 개략도는 Fig. 1과 같다. 본 실험장치의 특징은 용탕에 강화입자를 첨가할 때 동제 나선형 파이프를 사용하여 충분히 예열된 SiCp를 동제 나선형 파이프에 넣고 Ar가스와 함께 용탕에 첨가, 분산시킬 수 있도록 되어 있는 것이다. 이때 투입된 Ar가스가 용탕의 표면을 Ar분위기로 하기 때문에 용해 및 SiCp 투입시 외부로부터 가스의 혼입을 적극 방지토록 제작하였다. 또한 주입시 급형에 직접 용탕이 주입되도록 도가지 밑에 스톱퍼장치를 설치하여 주입시 스톱퍼를 제거하므로 용탕의 표면과 대기가스와의 반응을 최대한 억제토록 제작하였다.

시편의 제조는 기지금속인 Al-2wt.%Si 내마모용 합금을 제조하기 위하여 Al과 Al-20wt.%Si합금을 알루미늄나 도가니에 장입하여 720°C에서 용해하였다. 용해후 탈가스제(C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub>)로 탈가스를 실시하고 나서 용탕표면에 부유된 슬래그를 완전히 제거한 뒤 플런저를 이용하여 Mg를 첨가한 후 Ar분위기에서 용탕중에 와류가 발생되도록



1. AC motor 2. Ar gas 3. RPM controller  
4. Mullite crucible(120φ) 5. Graphite impeller  
6. Electric furnace(150φ) 7. 8. CA thermocouple  
9. Permanent mould 10. Refractory brick  
11. Ceramic wool 12. Stopper 13. Cu coil pipe

Fig. 1. Schematic illustration of Rheo-compcasting apparatus.

프로펠러형 흑연제 임펠러로 용탕을 교반하면서 용탕의 온도를 목표 고상물의 온도까지 저하시켰다. 그 후 목표온도로 유지된 슬러리를 1000rpm으로 교반하면서 15wt.%SiCp를 첨가하였다.

SiCp는 초음파 세척기를 이용하여 아세톤으로 세척하고 600°C로 예열한 후 슬러리 표면에 SiCp가 축적하지 않고 강화제의 첨가로 인해 용탕의 온도가 강하되지 않도록 1g/min 첨가속도로 동제 나선형 파이프를 통해서 Ar가스와 함께 첨가하면서 교반하였고 교반 직후 슬러리를 수냉하여 급랭시편을 채취하였다. 또한 급랭시편 채취

Table 1. Chemical compositions of composites.

Heat No.	Elements			
	Nomenclature	Si(wt.%)	Mg(wt.%)	Al(wt.%)
1	Al-2wt.%Si-0.5wt.%Mg-15wt.%SiCp	2.14	0.48	bal.
2	Al-2wt.%Si-1wt.%Mg-15wt.%SiCp	2.20	1.05	bal.
3	Al-2wt.%Si-1.5wt.%Mg-15wt.%SiCp	2.11	1.39	bal.
4	Al-2wt.%Si-2wt.%Mg-15wt.%SiCp	2.02	1.97	bal.
5	Al-2wt.%Si-2.5wt.%Mg-15wt.%SiCp	2.15	2.38	bal.
6	Al-2wt.%Si-3wt.%Mg-15wt.%SiCp	1.98	2.94	bal.

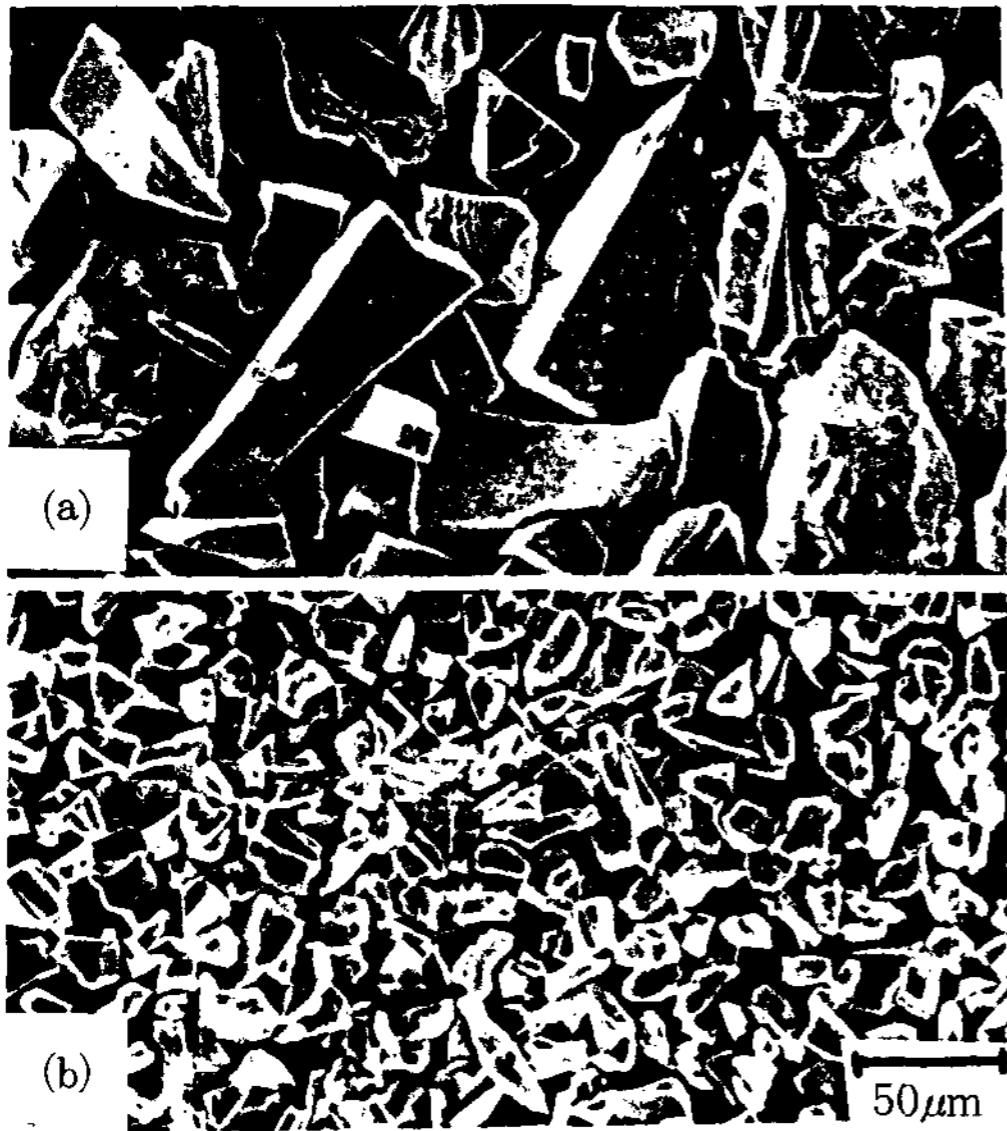


Photo 1. Shapes and sizes of  $\alpha$ -SiC particles.  
(a) 70 $\mu$ m (b) 20 $\mu$ m

후 슬러리를 다시 720°C까지 급가열하여 다시 탈가스처리하고 하주식으로 금형(50×50×100mm)에 주입, 시편을 제조하였다.

제조된 시편의 화학성분은 Table 1과 같으며 첨가된  $\alpha$ -SiC입자의 형태는 Photo 1과 같다.

**2.2 조직 및 분산성 관찰**

조직관찰은 0.5%HF 부식액으로 부식시켜 광학현미경으로 관찰하였고, 계면의 미세조직은 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였다.

계면의 반응생성물은 X선회절(target:Cu, filter:Ni, voltage:30kV, current:20mA, scanning speed:1°/min, 회절각:10~120°)시험으로 분석하였다.

각 시편에서 기지금속의 단위면적당 SiC입자의 평균 점유면적률은 화상분석기를 이용하여 측정하였다.

**2.3 경도측정**

경도시험은 미소비커스경도기를 사용하여 측정하였다. 기지와 SiCp입자계면의 경도는 하중 10g, 하중시간 15초의 조건에서 각 10회씩 측정하여 최소 및 최대값 2개씩을 제외한 나머지 값을, 전체적인 경도는 하중 1kg, 하중시간 15초의

조건에서 특정부위에 상관없이 10회 측정하여 최대, 최소값을 제외한 나머지값을 산술평균하여 구하였다.

**3. 실험결과 및 고찰**

**3.1 슬러리의 온도 및 교반시간에 따른 기지조직의 변화**

Al-2wt.%Si-2wt.%Mg합금의 슬러리의 온도 (a) 623°C, (b) 616°C 및 (c) 608°C에서 15wt.% SiCp를 첨가하고 교반속도 1000rpm로 교반직후 수냉시편의 고상률(Fs)은 화상분석기로 분석한 결과 각각 (a) 0.5, (b) 0.6 및 (c) 0.7이었으며, 슬러리 온도의 감소에 따라서 고상률이 증가하였고 그 결과를 Photo 2에 나타내었다.

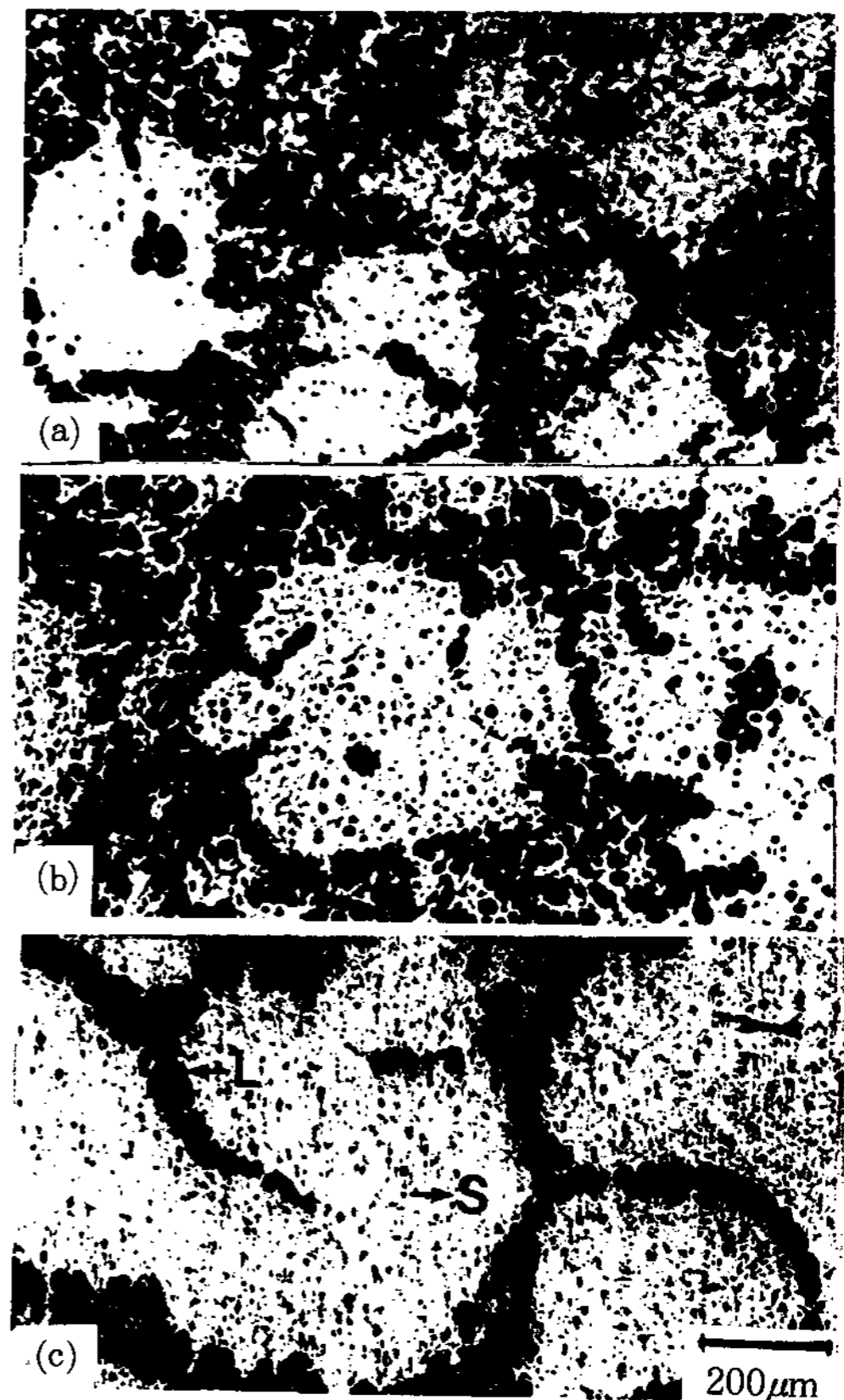
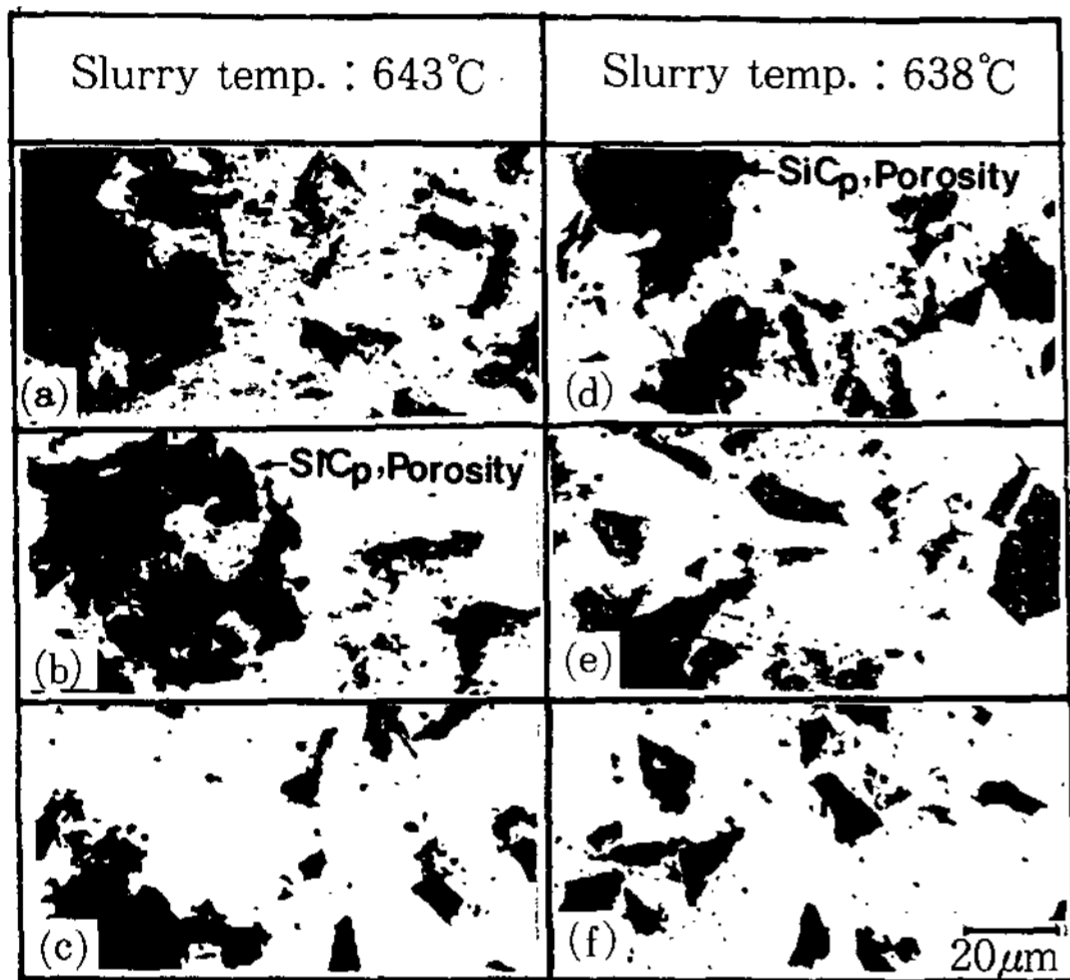


Photo 2. Solid fraction change of specimens melted at various temperature (composition: Al-4wt.%Si-2wt.%Mg-15wt.%SiCp).  
(a) 623°C (b) 616°C (c) 608°C

이러한 고상량의 증가는 슬러리의 점성도를 증가시켜 지지금속내에 SiCp강화재를 부유, 침강 없이 분산시키는데 효과적이며 SiCp강화재의 첨가시 강화재가 액상영역으로만 편재되어 나타난 것을 볼 수 있고, 따라서 고상률이 큰 슬러리에서는 액상중에 분산된 강화입자와 입자의 사이의 거리가 매우 짧게 나타난 것을 알 수 있다.

Photo 3은 Al-2wt.%Si-1.5wt.%Mg합금을

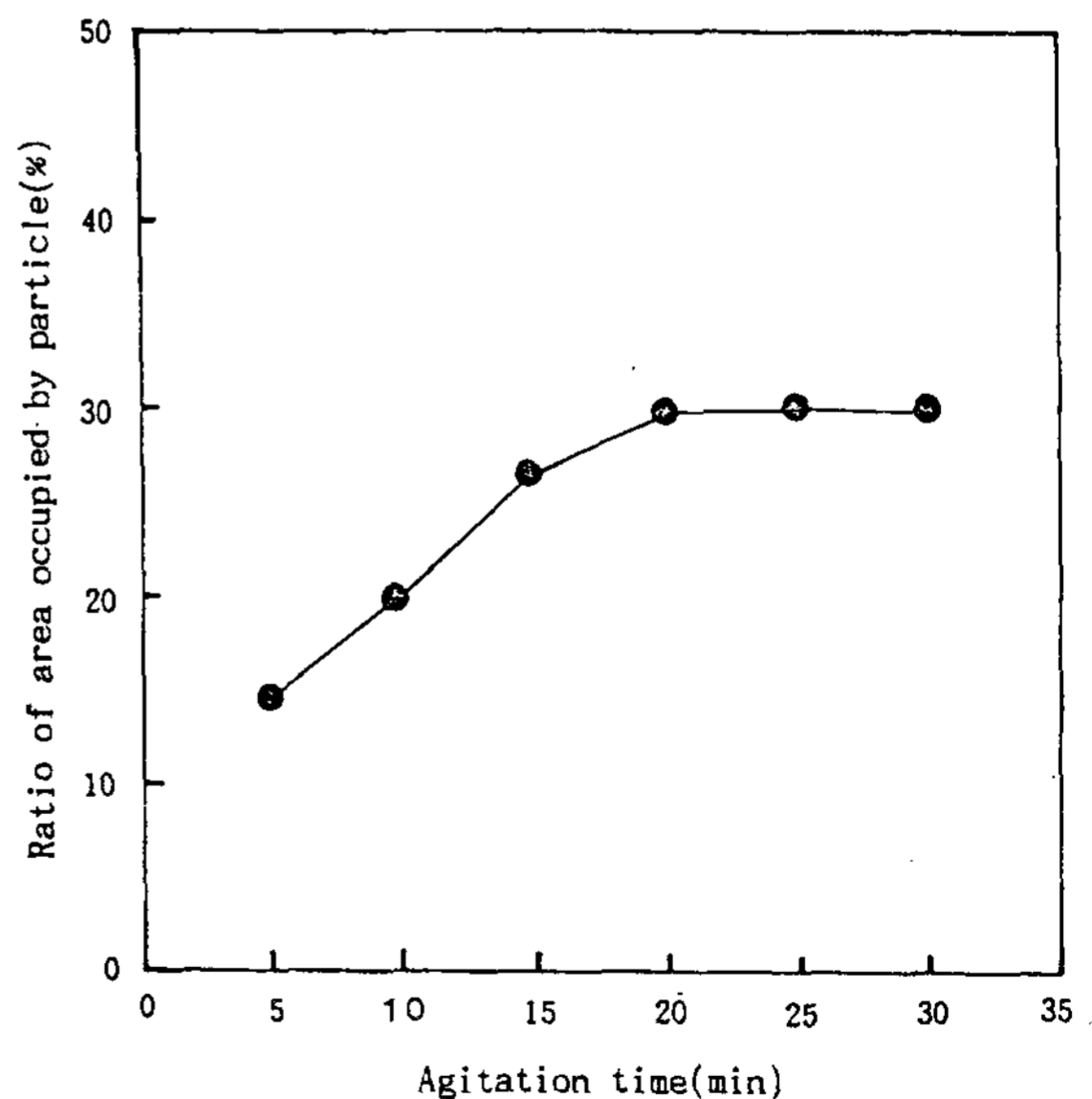


**Photo 3.** Dispersion micrographs of SiC particles into Al-2wt.%Si-1.5wt.%Mg-15wt.%SiCp composites by Rheo-compocasting [1000rpm, 643°C (a, b, c), 638°C (d, e, f)] with agitation time.  
(a, d) 5min (b, e) 10min (c, f) 15min

643°C (Fs:0.3)와 638°C (Fs:0.4)의 슬러리 온도에서 15wt.%SiCp강화입자를 첨가완료한 후 5분, 10분 및 15분간 각각 교반한 후 수냉한 시편의 조직사진이다. Photo 3에서 (a)와 (d)는 5분간 교반직후 수냉한 조직사진으로서 강화입자들이 슬러리에 충분히 분산되어 있지 않고 Al을 binder로 응집(coalescence)되어 있는 SiCp와 수축기공들이 나타나 있다. 이런 현상은 사진 (d)의 638°C보다 조금 높은 온도인 사진 (a)의 643°C에서 5분간 교반된 시편에서 다량 관찰되었는데 643°C보다 낮은 638°C에서 기공이 적게 나타난 것은 온도가 낮으므로 응고과정 중에 액상의 수축이 643°C보다 638°C에서 적게 일어나서 수축기공이 감소되었다. 또한 638°C에서 슬러리의 점성이 643°C보다 크고 슬러리 온도에 따른 가

스의 평형용해도의 차이로 슬러리중의 가스용해도가 저하되어 가스혼입량이 적게 되므로 기공의 수가 적고 크기가 작게 관찰되었다. 같은 슬러리의 온도에서는 교반시간이 증가할수록 SiCp강화재들이 지지금속내로 좀더 분산되어져 있음을 알 수 있었다. 따라서 Photo 3을 볼 때 고상률이 0.4인 638°C에서 15분간 교반된 시편에서 SiCp가 비교적 기공 없이 잘 분산됨을 알 수 있었다.

Fig. 2는 교반시간에 따른 SiCp의 분산성을 고찰하기 위하여 Al-2wt.%Si-3wt.%Mg합금을 슬러리온도 625°C(고상률 0.6)에서 1000rpm으로 교반하면서 15wt.%SiCp를 첨가한 후 교반시간에 따른 지지금속에 대한 SiCp의 점유면적률과의 관계를 나타낸 그림이다. 슬러리의 교반시간이 증가함에 따라 SiCp의 점유면적률이 증가하였다. 이는 교반시간이 증가함에 따라 교반에 의한 전단력이 증가되어 이 전단력이 슬러리중의 고상에 가해져서 유동성이 향상되고 고상의 양이 감소되는 반면 액상의 양이 증가되었기 때문이다. 따라서 교반시간이 증가하면 고상입자들 사이의 응집을 억제시키고 강화재를 균일하게 분산시키므로 분산성에 미치는 교반시간의 영향이 크다는 것을 알 수 있었다. 그러나 교반시간 20분까지는 SiCp의 점유면적률이



**Fig. 2.** Variation of average area of SiC particle per unit area with agitation times (particle diameter: 70µm, fraction of solid 0.6 and particle contents 15wt.%).

급격히 증가하였으나 교반시간 20분 이상에서는 SiCp의 점유면적률이 거의 일정하게 나타나므로 20분의 교반시간이 제조조건에 적당함을 알 수 있었다. 이는 첨가된 15wt.%SiCp가 슬러리에 비교적 균일하게 분산되는 시간이 1000rpm에서는 20분이었음을 알 수 있었다.

Photo 4는 Al-2wt.%Si-2wt.%Mg/15wt.% SiCp용탕을 616°C(Fs:0.6)에서 SiCp 첨가전, 첨가후 수냉시킨 시편과 재용해하여 금형에 주조한 시편의 조직사진이다. 사진 (a)에서 하얀 부분(화살표 S)는 슬러리중에서 고상이었던 부분이고 미세하고 봉상인 dendrite상의 부분(화살표 L)은 슬러리중의 액상이었으며 급랭에 의해 응고된 부분이다. (b)는 (a)상태에 SiCp를 15wt.% 첨가하고 약 20분간 교반한 슬러리상태에서 냉각시킨 시편의 조직사진이며 사진중에 검고 큰 괴상의 것은 SiCp로서 액상중에 분산되어 있다가 응고된 상태를 나타내고 있다. (c)는 교반후 720°C

까지 재용해한 후 용탕을 금형에 주입하여 응고시킨 조직사진으로 재용해함에 따라서 SiCp가 (b)보다는 균일하게 분산되어 있는 것을 알 수 있었다. 이것은 사진 (b)와 같이 SiCp입자가 액상중에 존재하고 있다가 다시 재용해하였을 때는 전체적으로 SiCp가 균일하게 분산되며 일부 SiCp가 응집되어 있는데 이는 응고과정에서 일부 아주 작은 SiCp가 주상정과 주상정 사이에 편석<sup>9)</sup>되었다고 생각된다. 이것은 일부 분산된 SiCp와 기지금속의 열확산도(heat diffusivity) 차이<sup>10)</sup>에 의한 것으로서 용융된 알루미늄보다 SiCp의 열확산도가 작기 때문에 복합재가 응고할 때 가장 늦게 응고하는 주상정 사이 지역(액상영역)에서 Al주상정에 의해 밀려서 결정입계에 존재하게 됨을 알 수 있었다.

### 3.2 SiCp의 분산성 및 계면미세조직에 미치는 Mg첨가량의 영향

Al용탕 중 Si과 반응으로 silicide를 생성하는 Mg을 첨가하여 Mg이 SiCp의 분산성과 계면미세조직에 미치는 영향을 고찰하였다. Photo 5는 Al-2wt.%Si합금에 Mg을 0.5, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 및 3.0wt.%로 첨가량의 변화에 따른 SiCp의 분산상태이며 625°C의 슬러리에 15wt.%SiCp를 첨가하고 20분간 교반한 후 다시 720°C까지 승온시켜 금형에 주조한 시편의 조직사진이다. 사진에서 알 수 있듯이 Mg첨가량이 증가함에 따라서 SiCp의 분산성이 좋아지는 것으로 관찰된다.

Fig. 3은 Mg첨가량에 따른 기지금속의 단위면적당 입자의 점유면적률의 변화를 나타낸 그림이다. Mg첨가량에 따라서 평균 점유면적률이 증가함을 나타내고 있으며, 이 원인은 Mg이 계면활성화원소이므로 분산성이 증가되어 SiCp 평균 점유면적률이 증가된다고 생각된다.

70μm SiCp가 강화된 시편을 계면반응생성물 및 합금원소의 분포를 알기 위하여 주사전자현미경으로 관찰하여 분석한 것을 Photo 6에 나타냈으며 (a)는 Al과 Si과 Mg농도의 선분석이고 (b), (c) 및 (d)는 Al, Si 및 Mg image들을 각각 dot mapping한 것이다. (a)에서는 Si의 피크가 SiCp 주위에서 크게 나타나고 또한 SiCp 주위에 기지보다 Mg이 증가되어 Mg의 피크가 동시에 크게 나타남을 알 수 있었다. (c)는 Si image들인데 크

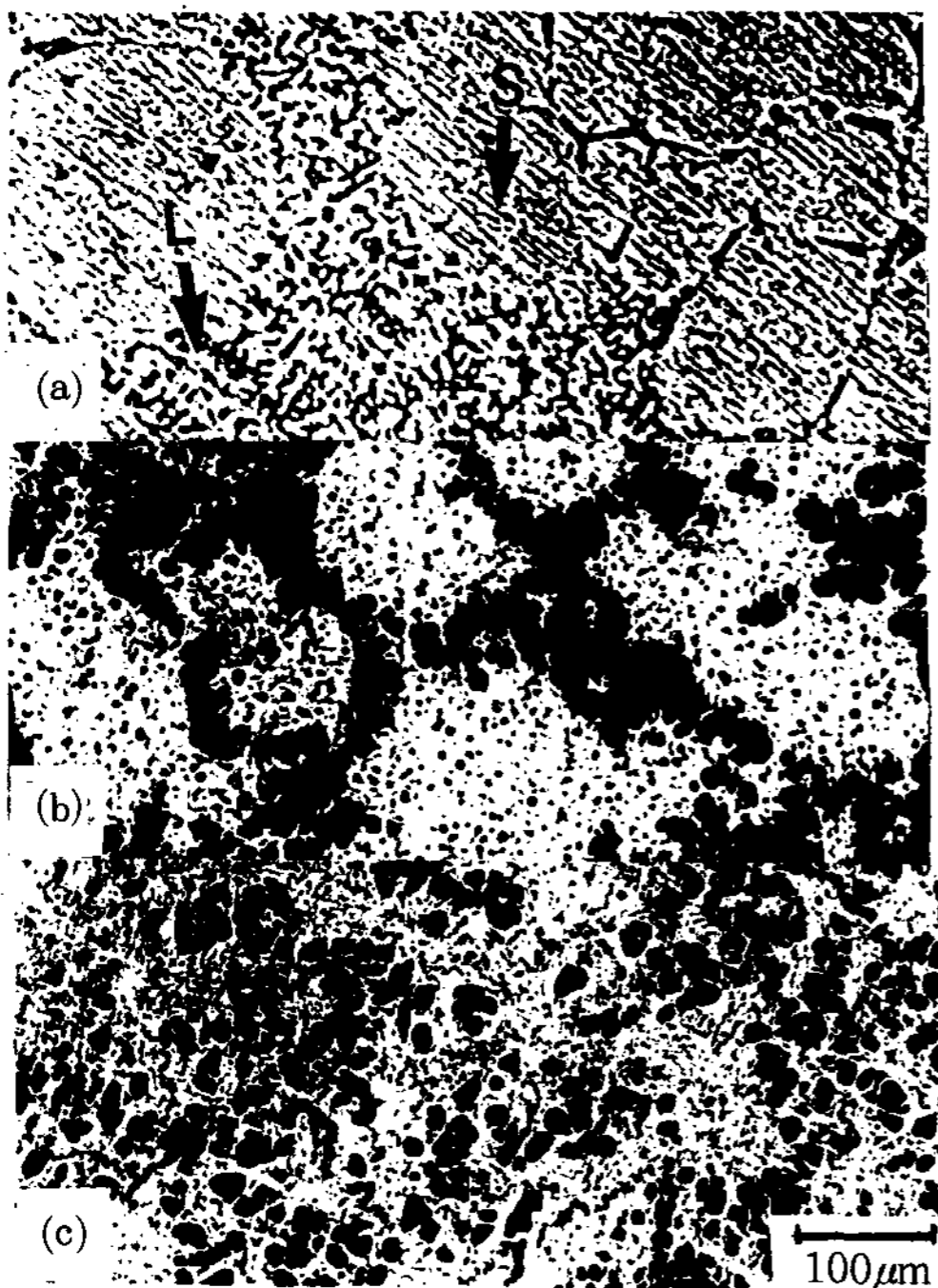


Photo 4. Optical micrographs of solid fraction(0.6) in slurry (composition : Al-2wt.%Si-2wt.% Mg-15wt.% SiCp, particle size : 20μm)  
(a) before particles addition  
(b) after 15wt.% particles addition in slurry  
(c) remelting specimen

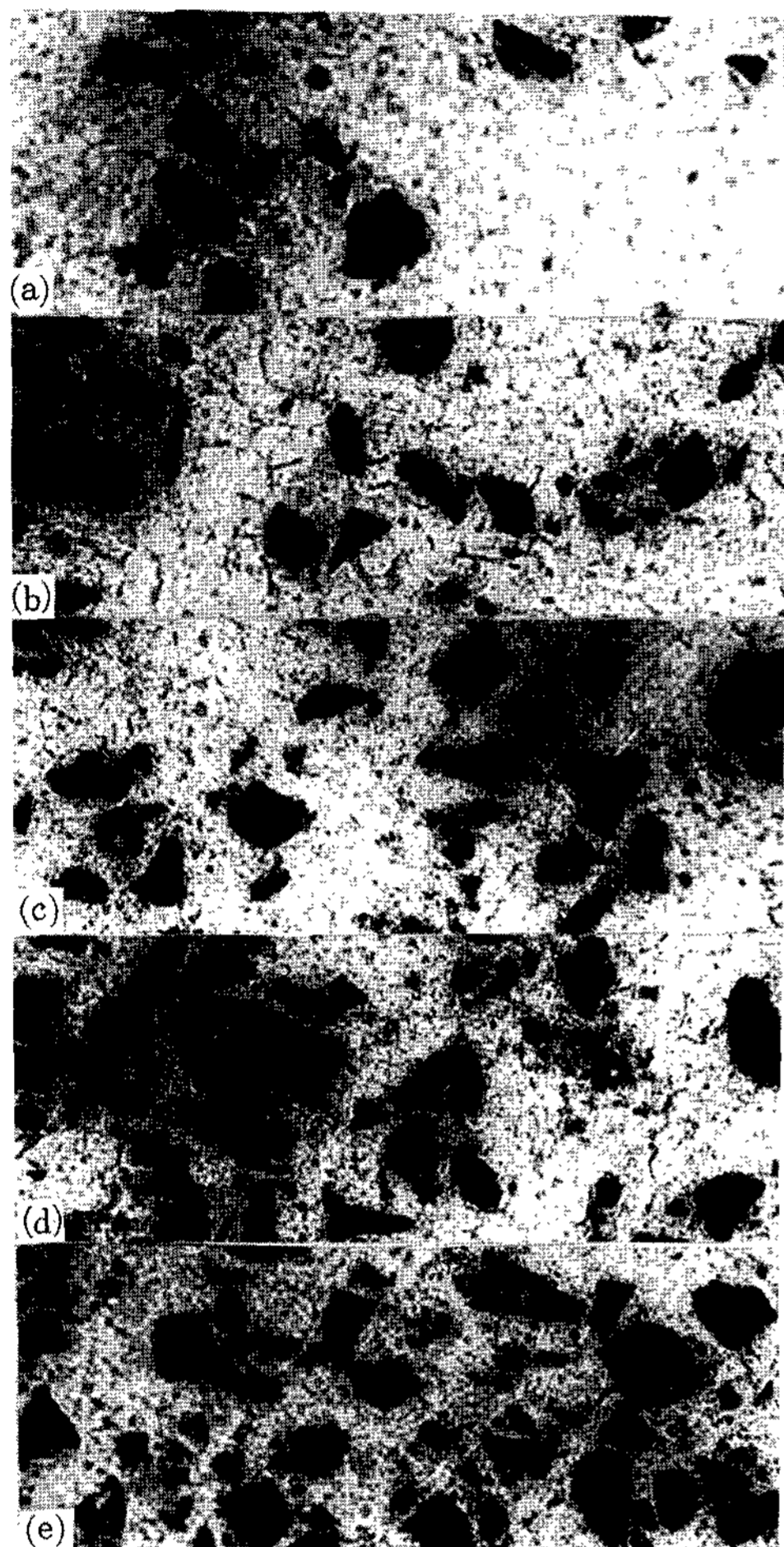


Photo 5. Optical micrographs showing effects of the Mg contents on the dispersion of SiCp(70µm) in Al-2wt. %Si casting bar remelted at 720°C.

Mg wt.% : (a) 0.5 (b) 1.0 (c) 1.5 (d) 2.0 (e) 3.0

고 하얀 부분들이 SiCp이다. 사진 (d)는 Mg image인데 SiCp 주위에 기지보다 많은 Mg image들이 나타나 있는 것을 알 수 있었다. 특히 (c)에서 SiCp 주위에 Si image들이 크게 나타난 이유는 시편을 720°C에서 재용해하는 과정에서 SiCp의 표면에서 Si, C로 일부 분해·용해<sup>11)</sup>되어 SiCp입자 주위에 Si의 image들이 기지보다 많이 나타나 있기 때문이며, 이것으로 보아 Mg 및 Si image가 함께 SiCp입자 주위에 중복된 부분은 Mg<sub>2</sub>Si의 생성물로서 생각된다.

또한 Photo 6 (c)의 Si image를 보면 SiCp입자 주위에 부분적으로 분포되어 있는 것은 SiCp의 낮은 열확산도에 의하여 SiCp 주위가 불균일

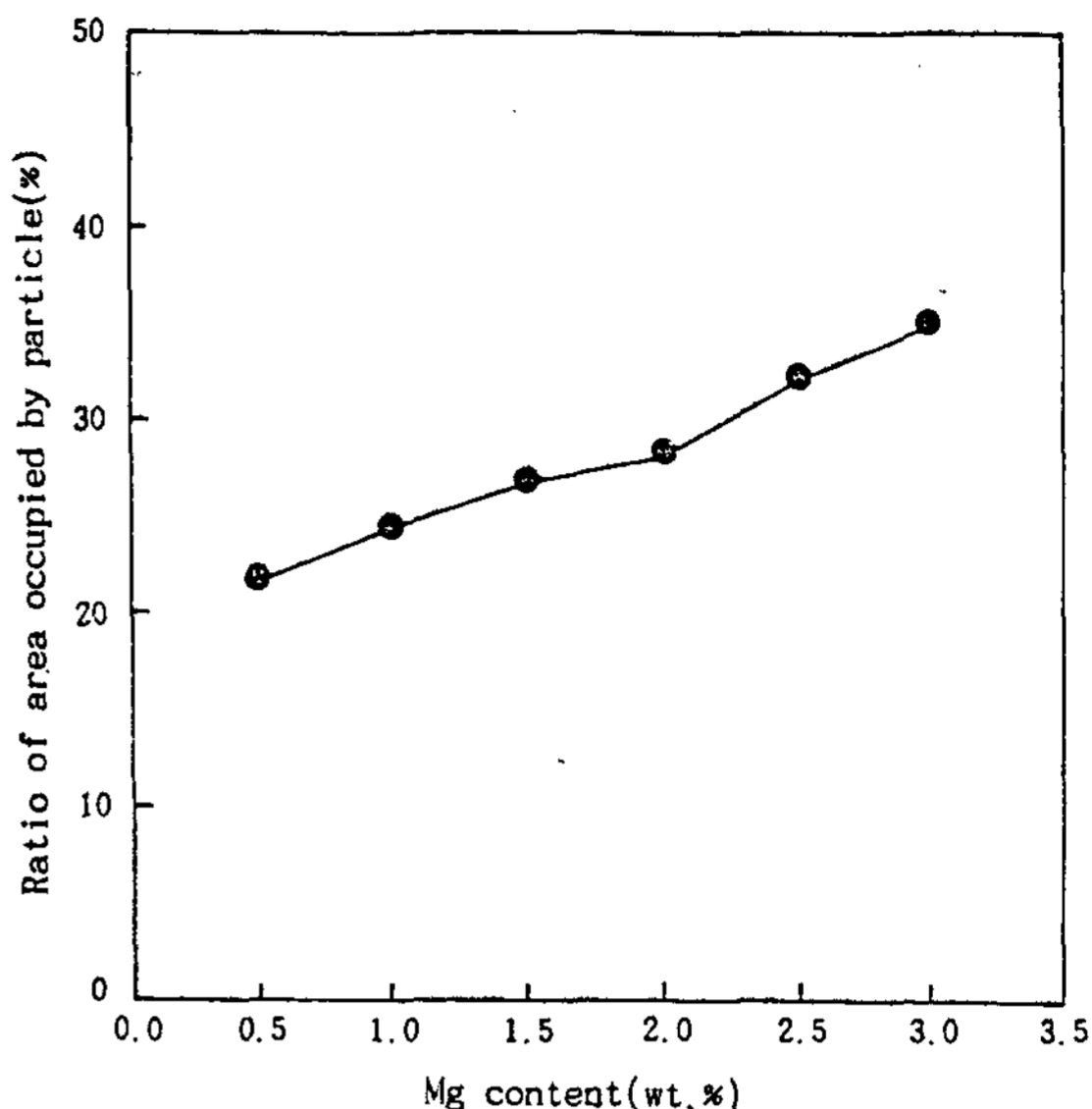


Fig. 3. Variation of average area of SiC particles per unit area of matrix with Mg contents (particles diameter: 70µm, Fs:0.5 and particle contents 15wt.%).

핵생성장소로 작용하여 SiCp 표면에 공정Si가 정출되어 그 결과 Si image가 많이 나타났다고 생각된다.

이와 같은 분석결과 Mg, Si 등이 SiCp입자계면에 편재되어 화합물을 형성하는데 이것은 Mg, Si가 다른 합금원소들보다도 산소에 대한 친화력이 매우 크기 때문에 SiCp들이 Al-2wt.%Si합금 용탕에 첨가되었을 때 Mg, Si 등은 SiCp와 기지의 계면쪽으로 확산되어 계면에 우선적으로 편석됨으로써 MgO, SiO<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Si 등과 같은 화합물 생성이 일어나는 것으로 생각된다. 따라서 Mg첨가 및 SiCp의 분해로 생성된 Si가 고체와 액체 (SiCp/Al기지) 사이의 계면에너지( $\gamma_{sl}$ )를 감소<sup>12)</sup>시키는 역할을 하므로 SiCp와 Al기지 사이의 젖음성이 향상되어 SiCp의 분산성이 증가하였다.

또한 기지금속의 용탕중의 SiCp는 표면에서 SiCp가 Si, C로 분해·용해되므로 이때 SiCp 표면에는 활성적인 새로운 면(활성면)<sup>11)</sup>이 생기므로 SiCp의 표면이 활성화되어 SiCp의 젖음성이 향상된다고 생각된다.

또한 계면의 반응생성물을 고찰하기 위하여 시편을 X선 회절실험을 하여 분석한 결과, SiCp의 계면에 반응생성물로 AlMg<sub>2</sub>Si, Mg<sub>2</sub>Si, MgO,

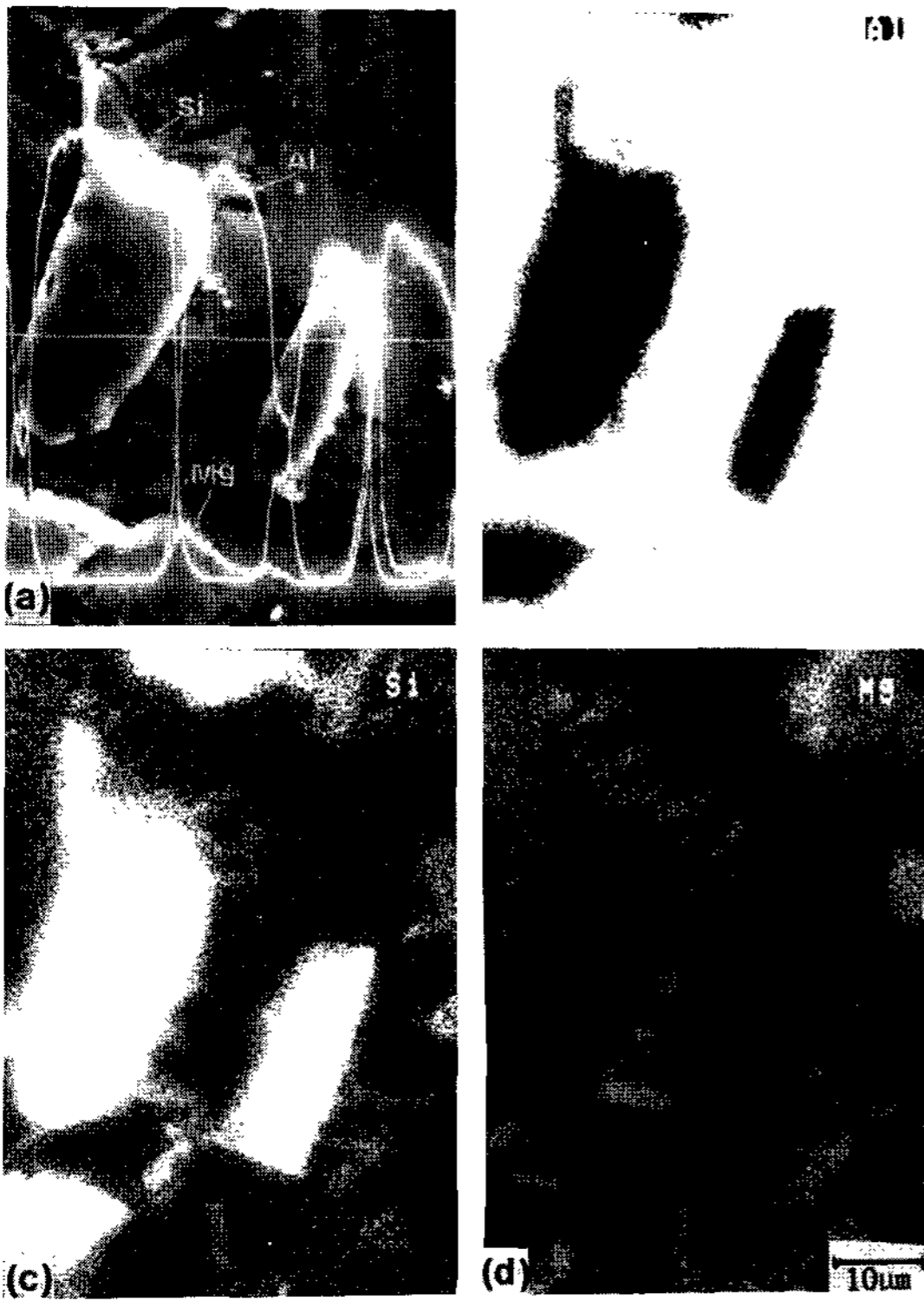


Photo 6. EPMA composition profiles across interface of Al-2wt.%Si-3wt.%Mg-15wt.%SiCp alloy composite and dot mapping of each element.

(a) Composition profiles (b) Al image  
(c) Si image (d) Mg image

SiO<sub>2</sub>, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 등과 같은 화합물이 나타났으며, 그 결과 Fig. 4와 같다. 일반적으로 Al-Si-Mg합금계에서 SiCp와 기지금속간의 계면에 Mg의 농도

가 높아서 Mg<sub>2</sub>Si, MgO와 같은 화합물이 나타났으며, 이 생성된 상은 용체화 처리에 의해서도 분해되지 않고 안정한 것으로 알려져 있다<sup>13)</sup>.

Fig. 5는 본 실험에서 제조한 복합재료에서 Mg함량에 따른 경도분포를 나타낸 것으로 Mg첨가량이 증가함에 따라서 기지금속, 계면 및 전체적인 경도는 향상되었다. 이는 Mg첨가량이 증가함에 따라 기지금속에서의 Mg의 고용강화와 Mg화합물의 석출물들로 인해서 기지금속의 경도는 상승하였으며 특히 1.5wt.%Mg 이상에서는

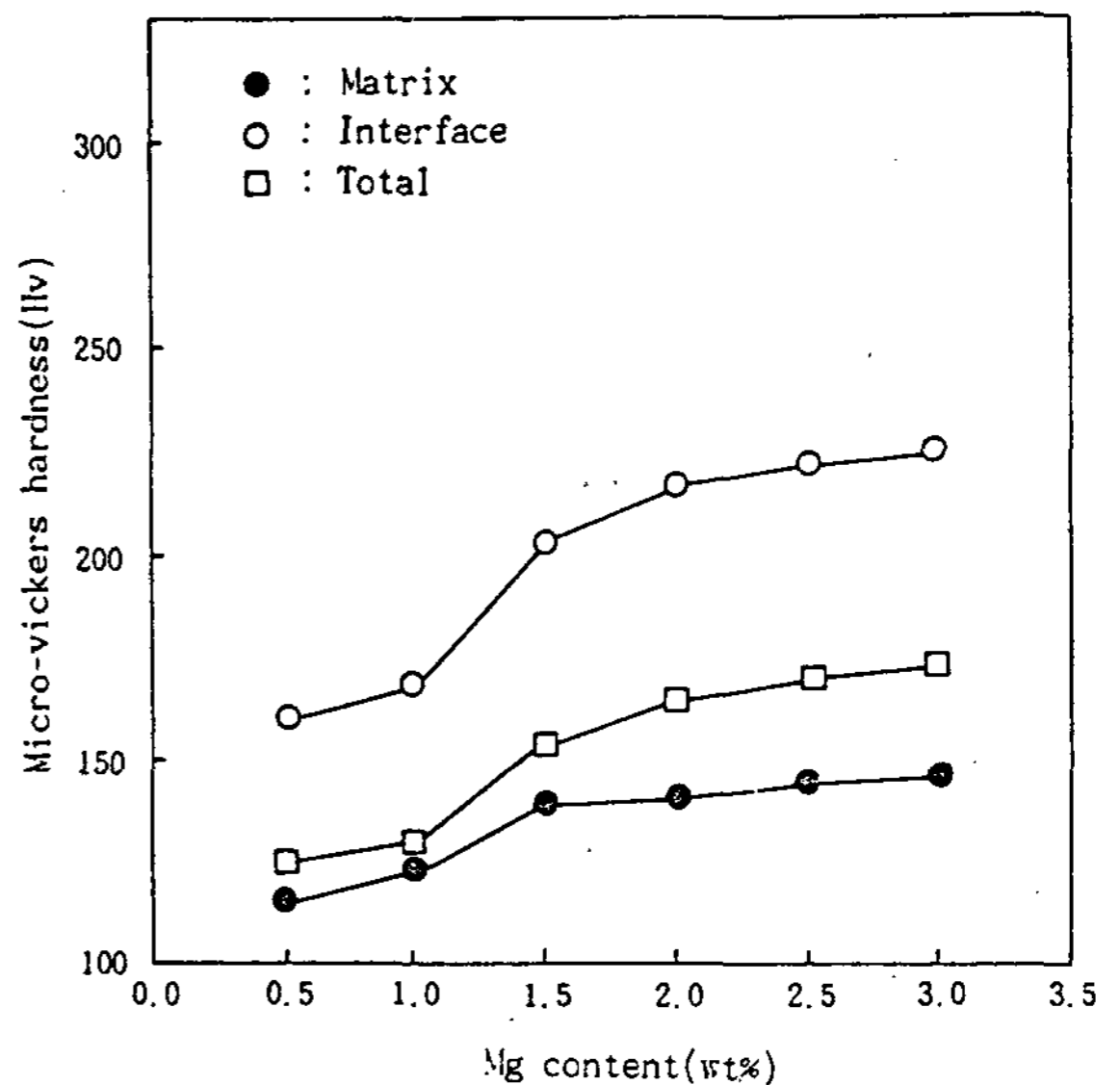


Fig. 5. The variation of micro-vickers hardness with Mg content (particle diameter: 20µm, fraction of solid 0.5 and particles contents 15wt.%).

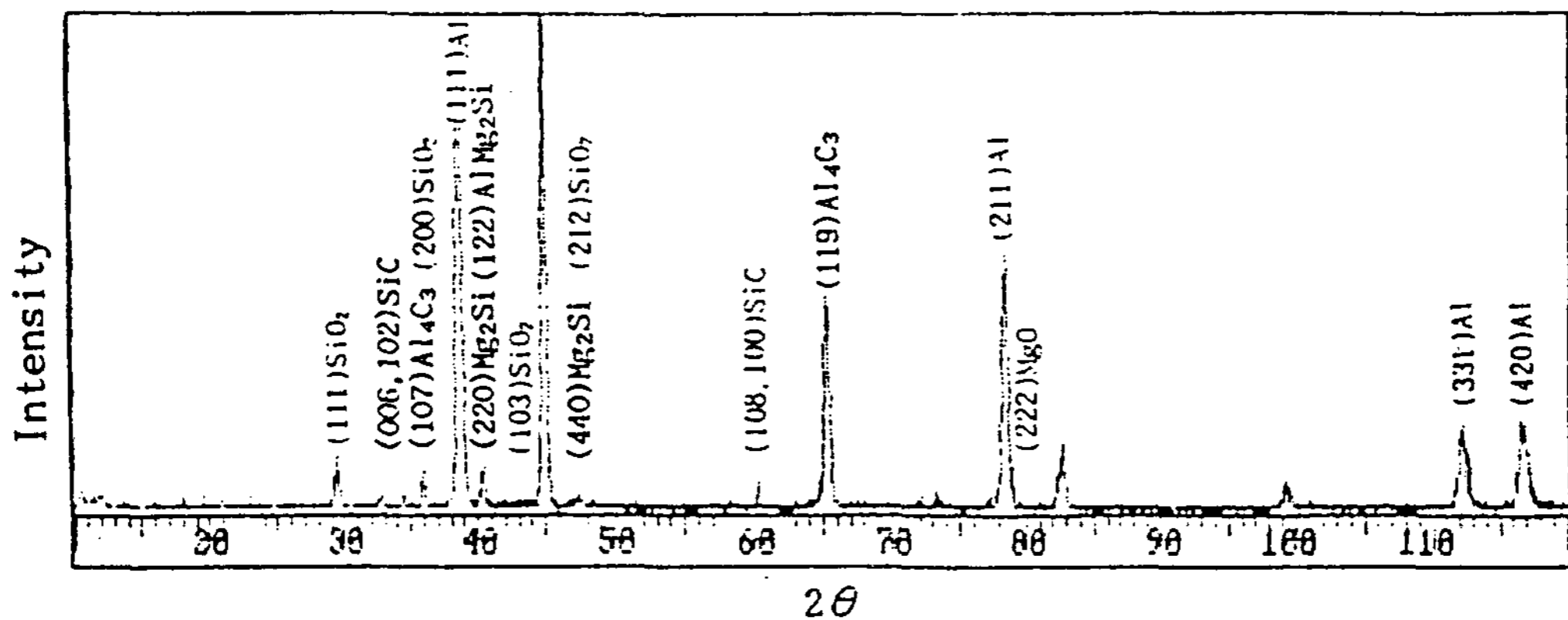


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of Al-SiCp composite (Al-2wt.%Si-2wt.%Mg-15wt.%SiCp).

경도의 증가가 둔화되었는데 이는 Mg량이 1.5wt.% 이상에서는 Mg의 고용효과가 둔화되었기 때문이라고 생각된다. SiCp와 기지 사이에서 계면경도의 증가는 Mg량의 증가로 계면에 좀 더 많은 반응생성물이 나타나기 때문이라고 생각되고 따라서 기지금속과 계면의 경도가 증가하므로 전체적인 경도는 증가하였다. Mg첨가량이 증가함에 따라서 기지금속의 경도보다도 SiCp입자 주변의 경도가 크게 나타났다. 이러한 경도차이의 증가현상은 복합재료 제조시 SiCp와 기지금속의 열팽창계수 차이에 의한 전위밀도 증가<sup>14)</sup> 및 SiCp와 Al기지 사이의 계면에 생성된 반응생성물의 존재 때문이라고 생각된다. 따라서 경도의 증가로 Al-2wt.%Si-Mg/SiCp복합재료의 내마모성이 크게 향상될 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

SiCp 입자강화 Al기 복합재료의 제조에 있어서 교반온도, 교반시간 및 합금원소 Mg 첨가량의 변화가 SiCp강화재의 분산거동 및 미세조직에 미치는 영향을 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 슬러리 표면에 동제 나선형 파이프를 이용하여 Ar가스와 함께 SiCp를 첨가하고, 재용해후 하주법으로 주조함으로써 기공의 생성을 감소시킬 수 있었다. 또한 슬러리의 온도저하로 고상률이 증가함에 따라 SiCp의 분산이 향상되었으며 기공도 감소되었다.

2) Al-2wt.%Si-2wt.%Mg-15wt.%SiCp 합금을 교반속도 1000rpm, 고상률 0.5에서 20분 교반하여 제조한 시편에서 SiCp의 분산성이 우수하였다.

3) Mg량의 증가와 기지금속과 접하고 있는 SiCp의 표면에서 일부 Si와 C로 분해·용해되어 SiCp의 활성적인 표면이 많이 생기어 활성화되어 기지금속에 SiCp의 젖음성을 향상시키므로 SiCp의 기지면적에 대한 점유면적률이 향상되었다.

4) Mg의 첨가량이 증가함에 따라서 기지금속의 경도 및 계면의 경도가 증가하였고 따라서 전체적인 경도가 증가하였다.

5) SiCp입자 주위에 용해된 Si의 농도가 높게

되어 공정Si가 불균일하게 생성되어 있고 강화재와 기지금속간의 계면에는 AlMg<sub>2</sub>Si, Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>, MgO 등의 금속간화합물들이 생성되었다.

#### 후 기

본 연구는 1992년도 금속응고신소재연구소의 지원에 의하여 행하여졌으며 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. R. B. Bhagat : Metall. Trans., 16A (1981) 623
2. A. Sato, R. Mehrabin : Metall. Trans., 7B (1976) 443
3. David L. Mcdanels : Metall. Trans., 16A (1985) 1105
4. Denoath, R. T. Bhat and P. K. Rohatgi : J. Mater. Sci., 15 (1980) 1241
5. ASM : "Metals Handbook", Vol. 15, 327, 9th Edition
6. C. Milliere, M. Suery : Materials Science and Technology, 4 (1988) 41
7. B. F. Quigley, G. J. Abbaschian, R. Wunderlin and R. Mehrabian : Metall. Trans., 13A (1982) 93
8. W. Johnson and S. K. Ghosh : J. of Mat. Sci., 16 (1981) 285
9. 이학주, 광현만, 홍준표 : 주조, 11 (1991) 126
10. 이상준, 이승원, 권혁무 : 대한금속학회지, 29 (1991) 40
11. T. Iseki, T. Kameda and T. Maruyama : J. of Mat. Sci., 19 (1984) 1692
12. J. N. Clark, R. Eliett : Metall. Trans., 7A (1976) 1197.
13. T. Choh, T. Oki : Meter. Sci. Tech., 3 (1987) 378
14. C. Milliere, M. Suery : Mater. Sci. Tech., 4 (1988) 41