

■■■■■■■■■■  
**論 文**  
 ■■■■■■■■■■

## SiCp 입자강화 Al 복합재료에 대한 합금원소의 영향과 시효특성에 관한 연구

김석원<sup>†</sup> · 이의종 · 우기도 · 김동건

### A Study on Ageing Characteristics and Alloy Elements of SiCp Reinforced Al Matrix Composites

Sug-Won Kim<sup>†</sup>, Ui-Jong Lee, Kee-Do Woo and Dong-Keun Kim

#### Abstract

The research on new DRA(discontinuous reinforced alloy) and CRA(continous reinforced alloy) composites has been carried out to improve the properties of ceramic fiber and particle reinforced metal matrix composites(MMCs). Effects of alloying elements and aging conditions on the microstructures and aging behavior of Al-Si-Cu-Mg-(Ni)-SiCp composite have been examined. The specimens used in this study were manufactured by duplex process. The first squeeze casting is the process to make precomposite and the second squeeze casting is the process to make final composite. The hardening behavior was accelerated with decreasing the size of SiCp particle in the composites. It is considered that the dislocation density increased with increasing SiCp size, due to the different thermal deformation between Al matrix and SiCp during quenching after the solution treatment. Peak aging time to obtain the maximum hardness in 3  $\mu\text{m}$  SiCp reinforced Al composite was reduced than that in large size(5, 10  $\mu\text{m}$ ) of SiCp because of difference in dislocation density. Aging hardening responce( $\Delta H = H_{\text{Max}} - H_{\text{S.T}}$ ) of composites was greater than that of unreinforced Al alloy because of higher density of second phases in matrix.

(Received August 22, 2000)

#### 1. 서 론

알루미늄합금기지 복합재료(aluminum matrix composites)는 세라믹 휘스커나 입자를 복합화하여 기계적 성질이 종래의 알루미늄 합금보다 향상시킬 수 있기 때문에 우주항공기산업, 방위산업 및 자동차산업에서 적용이 기대되고 있다. 알루미늄 입자 분산강화 복합재료는 휘스커 및 섬유 강화복합재료에 비해서 소성가공성이 좋으며 제조비가 저렴하다는 장점이 있다[1,2].

SiC 입자강화 알루미늄 복합재료의 주요 제조 방법은 분말야금 제조법과 액상 제조법으로 분류할 수 있으며 액상제조법에는 반응용상태의 슬러리에 세라믹 입자를 첨가하고 교반하여 주조하는 compocasting법, SiC 강화입자가 첨가된 슬러리를 급속히 재용해하여 급냉주조하는 rheo-compocasting법 등이 있는데 이러

한 방법은 생산원가가 낮은 장점은 있으나 기지금속의 용탕과 강화입자 사이의 젖음성 불량으로 인하여 강화입자의 분산성이 현저히 낮고 균일성이 부족하며 소재 내의 기공이 존재하여 복합재료의 효과가 충분하지 못한 결점이 있기 때문에 이와 같은 결점이 제거된 방법인 가압주조가 널리 사용되고 있다.

가압주조로 입자강화 복합재료를 제조할 때는 휘스커나 섬유와는 달리 예비성형체의 제조가 어렵고[3-7], 특히 subsieve 크기 입자(10  $\mu\text{m}$  이하) 복합이 용이하지 않을 뿐만 아니라 분산성도 저하되어 이를 개선하기 위한 새로운 제조방법의 개발이 절실히 요구되어지고 있다. 따라서 본 연구에서는 새로운 제조법인 duplex process(2단 공정)을 이용하여 미세한 세라믹 입자(10  $\mu\text{m}$  이하)를 Al기에 복합화시켜 복합재를 제조하였고 합금원소 Ni과, SiCp 크기와 시효조건이 이들 복

전북대학교 신소재 공학부, 신소재개발연구소(Division of Advanced Materials Engineering & Research Institute of Advanced Materials Development, Chonbuk National University)

<sup>†</sup>E-mail : ksw@moak.chonbuk.ac.kr

합재료의 조직, 경도 및 시효특성에 어떠한 영향을 주는지를 광학현미경, 열분석, 주사전자현미경 및 경도시험을 통하여 연구하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시험편의 제작

Duplex process는 그림 1과 2와 같은 두 가지 공정을 거쳐 제조하였다. 먼저 사용할 모합금을 제조하기 위하여 Al-25%Si, Al-50%Cu 합금과 고순도의 Ni, Al 및 Mg을 이용하여 740°C에서 고순도 아르곤 분위기 하에서 용해한 후 C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub>로 탈가스 한 다음 모 합금을 제조하였다. 모합금의 조성은 합금의 변화의 영향을 검토하기 위하여 Ni을 0, 1 및 3 wt% 첨가하여 Al-7.76% Si-2.75%Cu-0.28%Mg-(0,1,3)%Ni로 하였다. 그림 2와 같은 장치를 이용하여 먼저 입자의 크기를 3, 5, 10 μm인 SiC 입자를 bed 형태로 장입후 탈가스 처

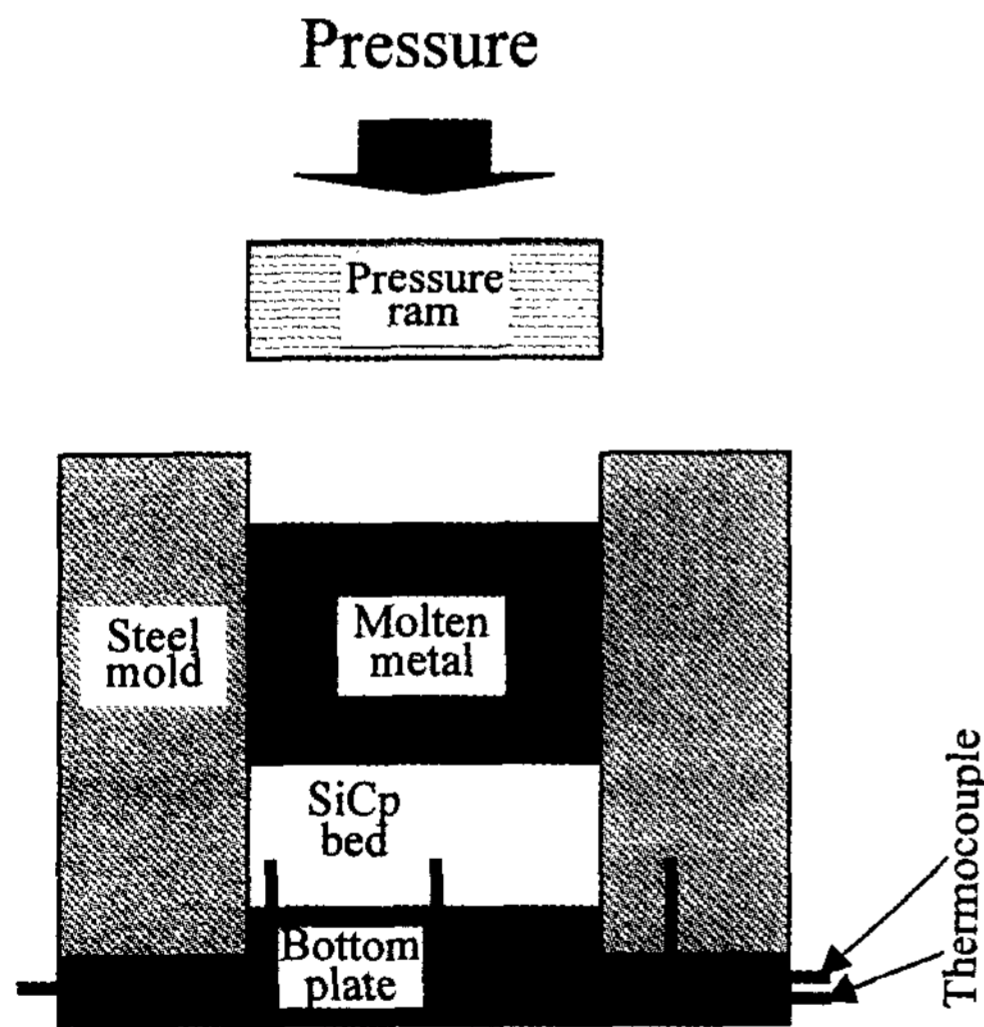


Fig. 1. Schematic illustration of the squeeze infiltrating

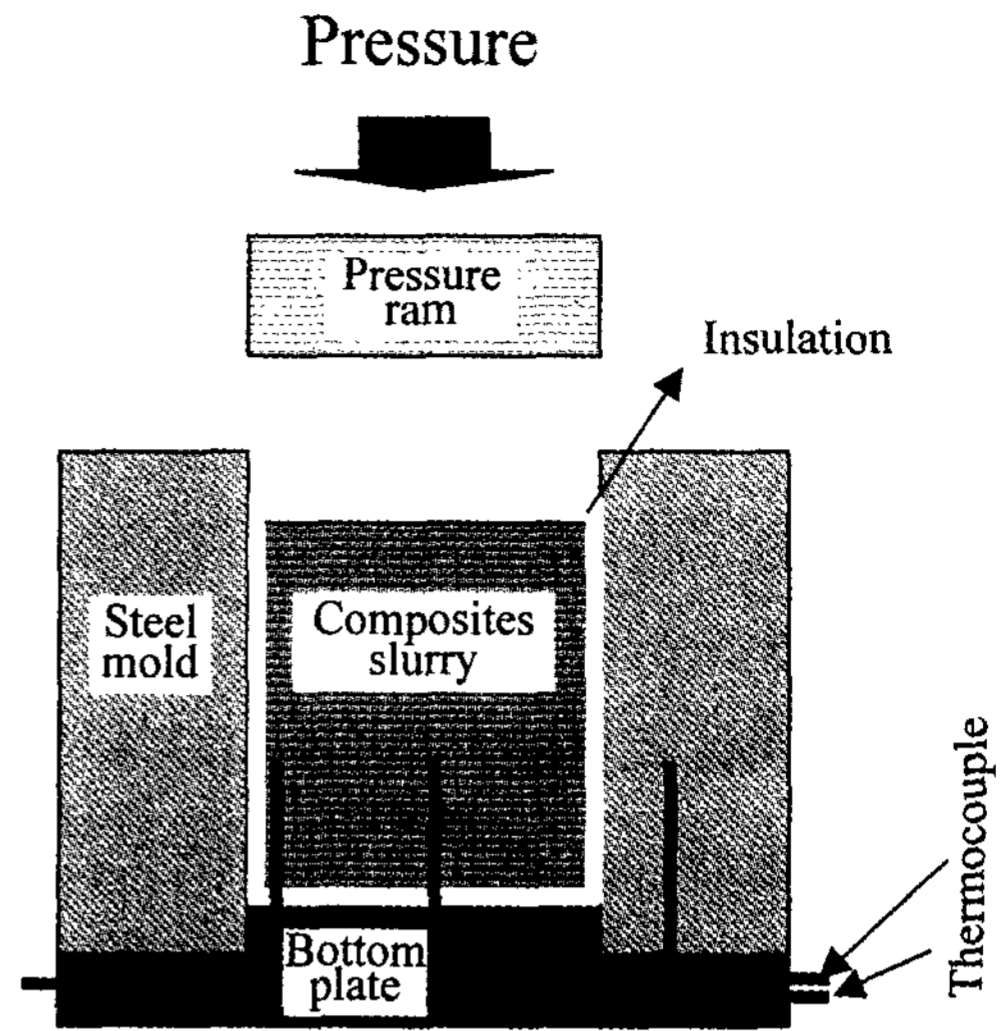


Fig. 2. Schematic illustration of squeeze casting for make final composite in duplex process.

리한 모합금 용탕을 주입하여 50 MPa로 가압침투시켰다. 가압시 용탕과 SiC 입자의 온도는 각각 740°C와 600°C로 하였고 500°C까지 가압력을 유지한 후 압력을 제거하고 공냉하여 예비복합재(precomposite)를 제조하였다. 최종 제조된 복합재의 SiCp가 10 vol%로 되도록 모합금의 량을 조정하여 도가니로에 장입한 뒤 고순도 아르곤 분위기 하에서 720°C까지 승온시켜 용해한 뒤 C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub>로 탈가스 한 후 복합재료의 용탕을 예비복합재가 설치된 가압주조기(그림 2)에 주입, 75 MPa로 가압하여 최종 복합재료(60<sup>Φ</sup>mm×100<sup>H</sup>mm)를 제조하였다. 금형의 크기는 내경이 60 mm, 외경이 150 mm, 높이는 100 mm 이었다. 가압주조 할 때 용탕(슬러리 상태의 복합재)의 교반시 금형내의 표면과 중심 온도의 변화를 적게 하기 위하여서 금형의 내부에 2 mm 두께의 단열재를 사용하였다. 제조된 복합재의 화학조성은 표 1과 같다.

Table 1. Chemical compositions of specimens used in this study.

Specimen	Ni	Si	Cu	Fe	Mg	Al	SiCp size (μm)	SiCp (vol.%)
Mo	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	-	0
3M	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	3	10
5M	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	5	10
10M	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	10	10
1NI	1.03	7.79	2.76	0.58	0.29	bal	5	10
3NI	3.07	7.72	2.70	0.52	0.28	bal	5	10

2.2 냉각속도측정

최종 시험편을 제작할 때 첨가한 SiC 입자의 크기에 따른 냉각속도의 변화를 측정하였고, 또한 합금원소의 첨가가 냉각곡선에 미치는 영향을 조사하기 위하여 그림 1, 2와 같이 3개의 열전대를 금형, 복합재의 표면 부근 그리고 복합재의 중심(밑면에서 25 mm의 위치)에 설치하여 Data Logger를 이용하여 냉각곡선을 구하였다.

2.3 미세조직 관찰 및 열처리

60<sup>Φ</sup>mm×100<sup>H</sup>mm시료의 중앙부에서 채취한 시험편을 마운팅하여 1200# SiC 연마지로 연마한후 6 $\mu$ m 및 1 $\mu$ m 다야몬드 그리고 colloidal silica로 정연마한 후 미세조직을 관찰하였다. SiC 입자의 크기와 분포 상태, 첨가원소에 따른 미세조직 변화를 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 관찰하였다. 부식액으로는 불산을 사용하였다.

복합재료 시험편의 일부는 시효특성을 관찰하기 위하여 500°C에서 10시간 용체화처리한 후 160°C에서 56시간까지 시효처리하여 시효시간 변화에 따른 경도값을 측정하였다.

2.4 DTA 및 DSC 분석

DTA(differential thermal analysis)를 이용하여 제조된 합금의 액상온도와 고상온도, 공정온도를 측정하여 적당한 가압온도를 결정하였으며 측정된 액상선 온도는 643°C이었고 공정반응 온도는 473°C~463°C이었다. DSC(differential scanning calorimetry)의 승온속도를 5, 10, 15, 20°C/min으로 각기 달리하여 각 합금의 석출 반응의 피크로부터 석출을 위한 엔탈피를 구하였으며, 또한 입자크기에 따른 석출물의 형성을 위한 활성화 에너지의 변화도 측정하였다.

2.5 경도측정

본 실험에서 모든 시험편의 표면을 정연마한 후 Rockwell 경도기(B scale)를 이용하여 경도를 측정하였으며 한 시편에 10회 측정하여 평균값을 사용하였고 시효경화 반응은 각 시편의 시효처리후 최고 경도값과 용체화처리시의 경도값의 차이,  $\Delta H = H_{max} - H_{S,T}$ 를 사용하여 해석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 냉각곡선

그림 3은 SiC 입자의 크기에 따른 주괴의 중심과 표면부근(edge)에서의 냉각곡선의 변화를 나타낸 것이다. 가압은 640°C에서 실시하였으며 가압과 동시에 냉각속도가 급격히 증가하는 것을 관찰할 수가 있는데 이는 용탕/금형의 양호한 열접촉으로 인해 air gap이 감소하였기 때문이다. Al-Si-Cu-Mg 합금의 DTA 분석에서 측정된 공정응고 완료온도를 이용하여 가압개시 후 응고시간 및 냉각속도, 온도구배를 측정한 결과 3, 5, 10 $\mu$ m SiC 입자를 첨가함에 따라 큰 차이가 없었다.

그림 4는 SiC 입자의 크기는 5 $\mu$ m로 고정하고 Ni을 1 wt% 및 3 wt%로 첨가했을 때 주괴의 중심과 표면에서의 냉각곡선의 변화를 모합금과 Ni이 첨가되지 않은 복합재료를 비교하여 나타낸 것이다. Ni의 함량을 변화시켰을 때도 역시 응고시간, 냉각속도 및 온도구배에는 큰 변화가 관찰되지 않았다. 이 원인은 Ni을 첨가하여도 변태점에는 큰 변화가 없기 때문이라 생각된다.

3.2 제조공정과 조직관찰

본 연구에서는 목표 성분의 시험편을 제조하기 위하여 가압침투법으로 제조된 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-

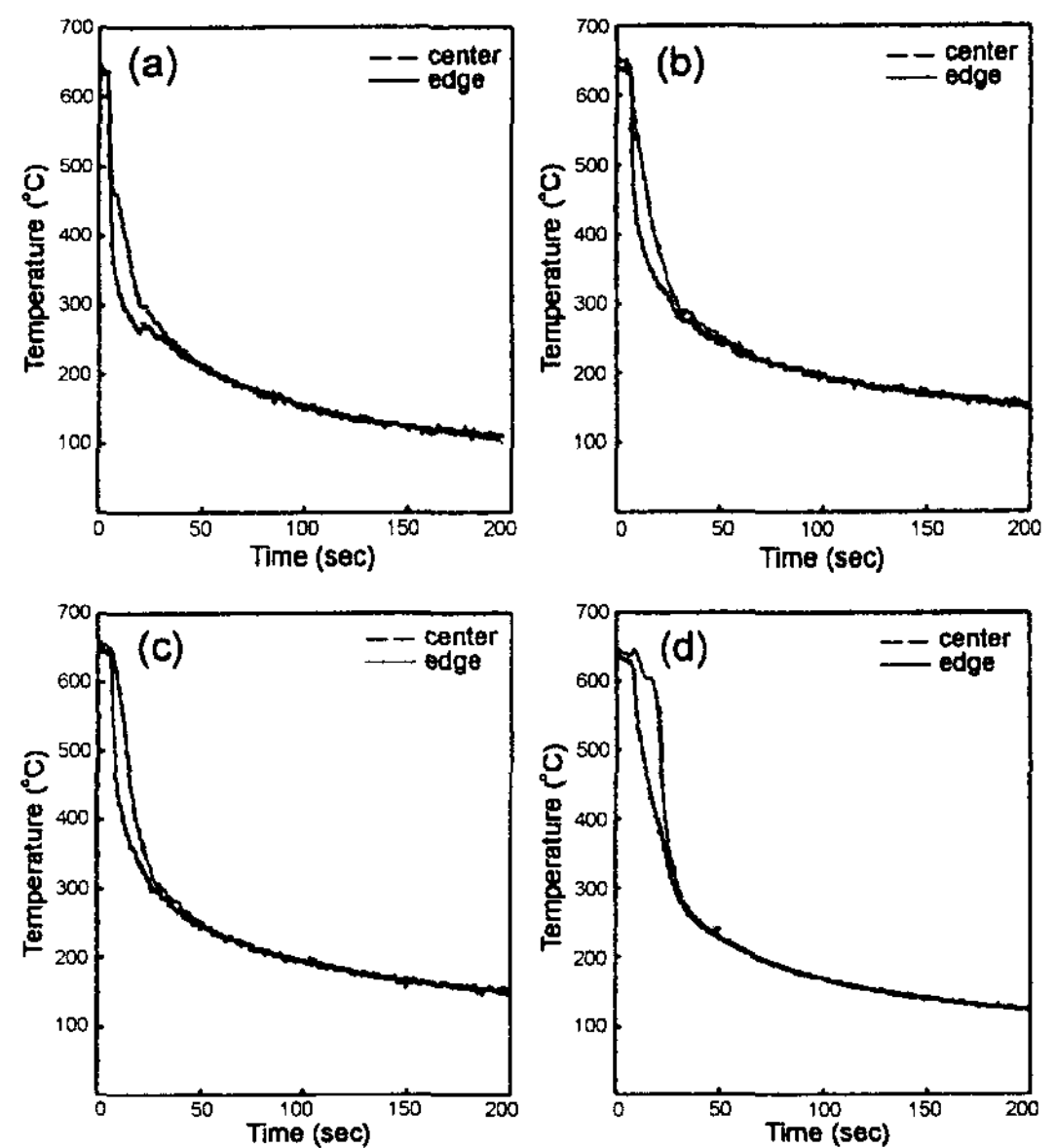


Fig. 3. Cooling curves measured at center and edge with various SiC particle size. (a) Mo specimen (b) 10M specimen (c) 5M specimen (d) 3M specimen

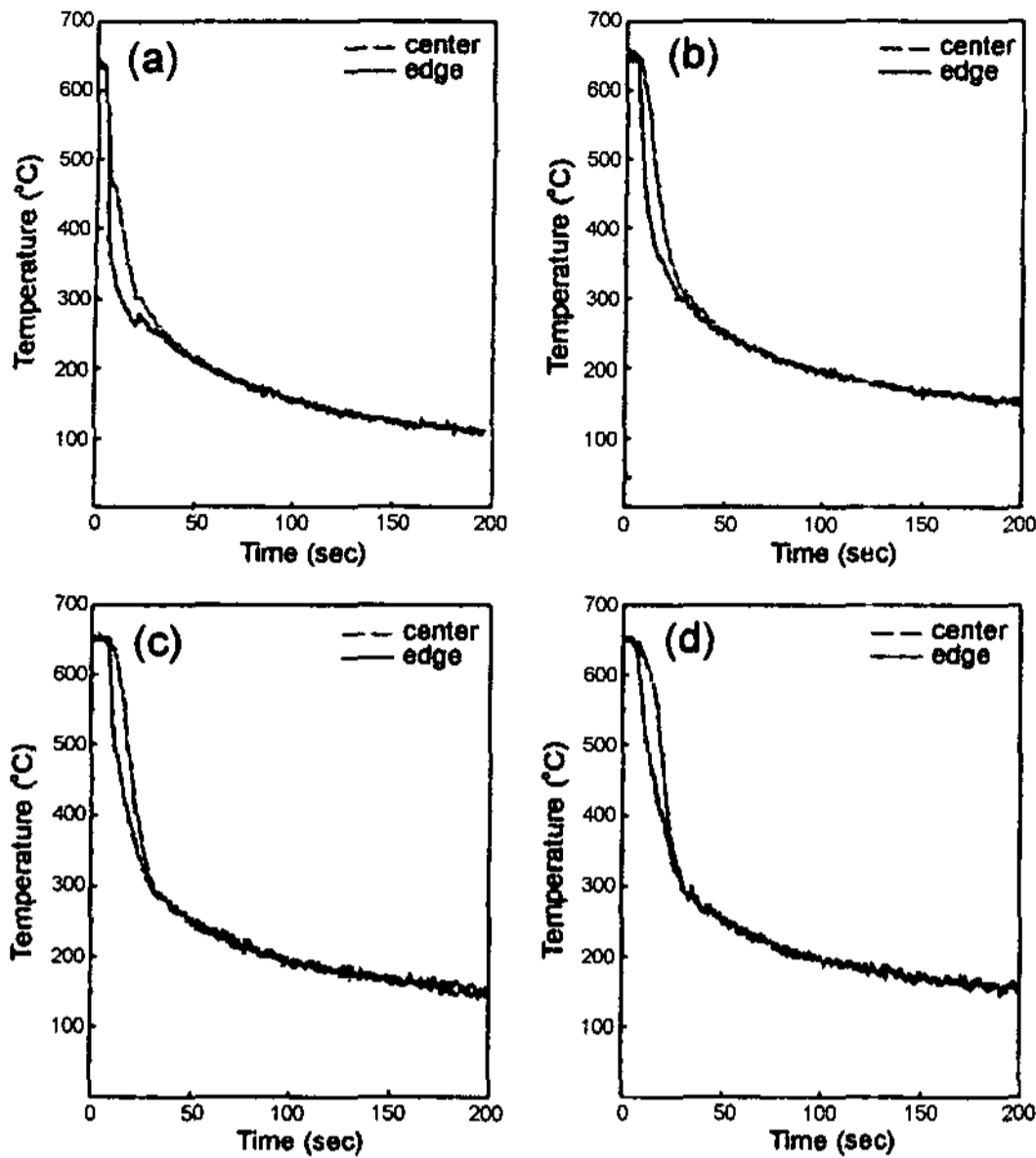


Fig. 4. Cooling curves measured at center and edge with various Ni content. (a) Mo specimen (b) 5M specimen (c) 1Ni specimen (d) 3Ni specimen

(0, 1, 3)Ni 모합금의 량을 조정하여 최종 복합재의 SiC 입자 부피분율이 10 vol% 되도록 복합재료를 합금 설계 하였다. 일반적으로 용탕교반법은 10 μm이하의 SiCp를 첨가할 때 입자의 비표면적(specific surface)이 크기 때문에 용탕위에 입자들이 부유되어 복합재료 제조에 어려움이 있었다. 그러나 본 연구에서 사용된 3, 5, 10 μm SiC 강화입자 예비복합재는 가압침투에 의해 SiC 입자와 모합금의 젖음성이 개선되어 최종 복합재를 제조시에도 SiC 입자표면이 활성화가 되어있고, 모합금의 일부가 피복되어있어 모합금을 예비복합재에 주입하여도 SiC 입자가 용탕위로 부유되는 것을 크게 억제할 수 있었다. SiC 입자와 기지금속과 젖음성이 좋지 않을 때 SiC 입자가 모상과 분리되어 응고도중에 최종 응고부에 몰리게 되는 입자 pushing 현상이 발생한다. 그러나 본 실험에서는 그림 5에서 나타난 것과 같이 가압침투재료인 예비복합재에 있는 SiC 입자표면에는 일반적인 SiC 입자의 매끈한 표면과는 달리 요철 상태표면(active plane)로 나타나고 있으며 이것은 예비복합재 제조시 모합금과 결합에 의한 것으로 생각되며 이 active plane 때문에 젖음성이 개선되어 부유되지 않고 복합화가 가능한 것으로 사료된다. 그러므로 본 실험에서는 그림 6과 같이 예비복합재 제조시에 SiC

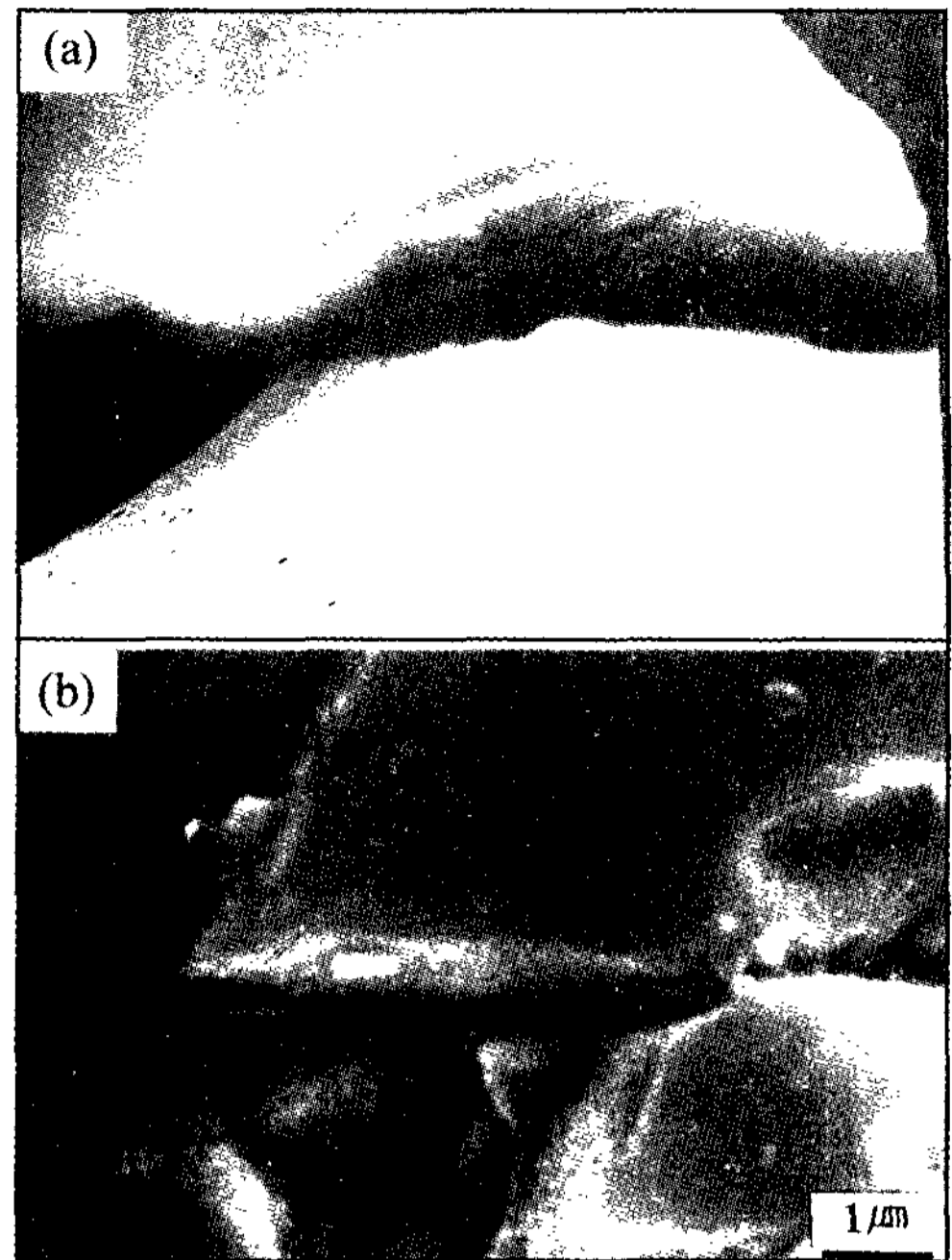


Fig. 5. Micrographs showing active surface formed on SiC particles in precomposites. (a) As received particle (b) Particle in precomposite

입자에 모합금의 코팅에 의한 SiC 입자 주위에 활성면이 형성됨으로써 최종 복합재의 제조를 위한 가압주조시 기지조직의 미세화와 더불어 SiC 입자가 균일하게 분포된 복합재를 얻을 수 있었다. 따라서 2단계 공정을 통하여 일반적인 공정으로는 복합재의 제조가 어려운 subseive 크기인 3, 5, 10 μm 크기의 SiC 입자를 알루미넘기 모상에 균일하게 분산시켜 건전한 복합재료를 제조할 수 있었다. 이때 3, 5, 10 μm로 SiC 입자의 크기가 증가할수록 단위 면적당 입자의 수는 감소하고 그에 따라 입자간의 거리는 멀어지는 것을 관찰할 수 있다.

### 3.3 주조재 경도

그림 6의 SEM 사진으로 사진에서 입자간 거리를 보면 3, 5, 10 μm로 크기가 증가할수록 단위 면적당 입자의 수는 감소하고 그에 따라 입자간의 거리는 증가되는 것을 관찰할 수 있다. 이러한 결과는 그림 7에서와 같이 SiC 입자의 크기가 감소함에 따라 정도값은 증가하는 것으로 나타난다. 이것은 10 vol.%로 강화재를 첨가했을 때 입자의 크기가 감소할수록 단위 면적

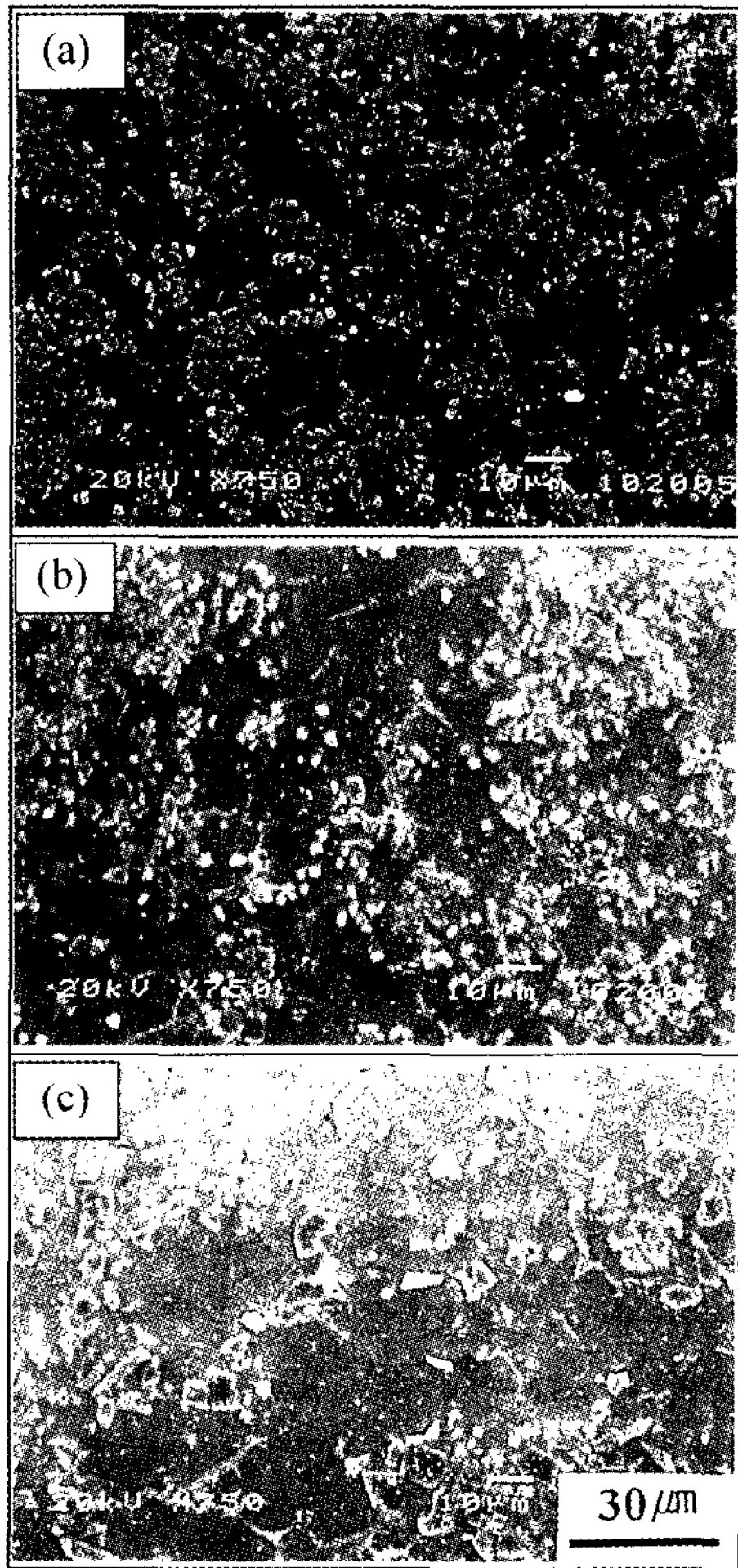


Fig. 6. Scanning electron micrograph of Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10wt.% SiCp composites with various SiC particle size. (a) 3M specimen (b) 5M specimen (c) 10M specimen

당 입자의 수가 증가하고 그 결과 비표면적이 증가되어 입자와 기지와의 접촉되는 면적이 증가된다. 따라서 그 접촉면의 증가에 따른 스트레인 에너지의 증가가 원인이라고 사료된다. 비강화재에 비해 복합재의 경도가 증가하는 이유는 연질의 기지재료에 고경도(HV 2500)의 SiC 입자가 고르게 분포한 것과 또한 SiC 입자와 기지재료와의 열팽창계수의 차이에 기인하여 시편 제조시에 도입된 전위 및 스트레인등에 기인한 결과라 생각된다.

그림 8은 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/5µmSiCp에 Ni을 1, 3% 첨가하여 첨가원소의 변화에 따른 복합재료

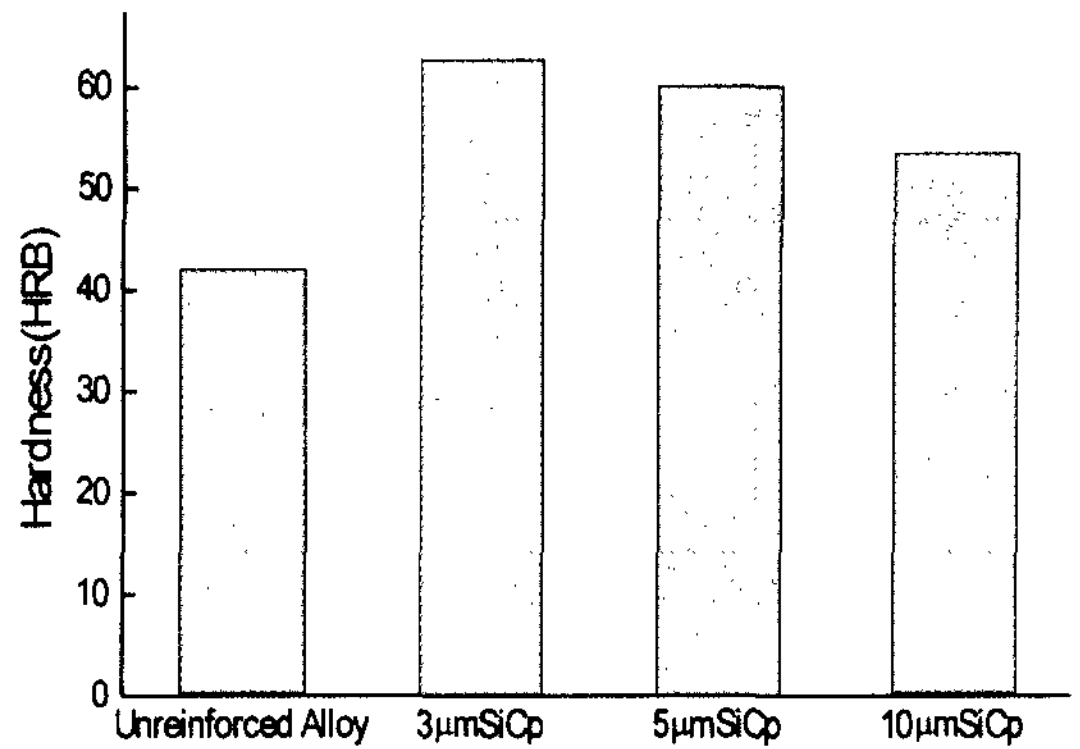


Fig. 7. The change of hardness of Al matrix composites with various SiCp particle size.

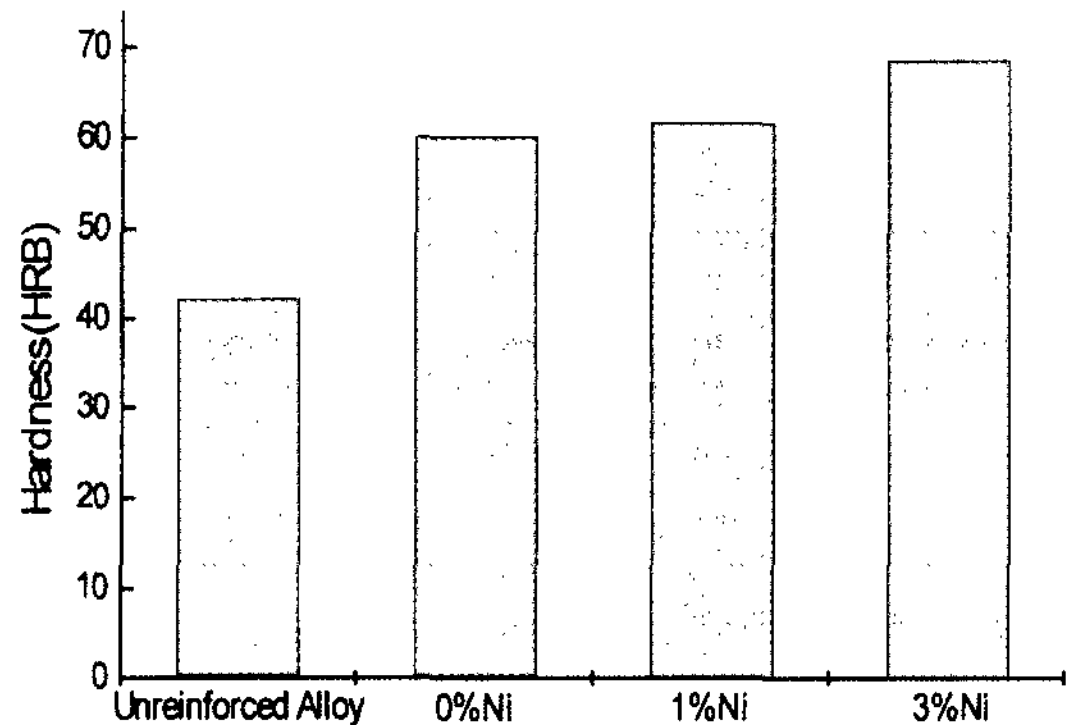


Fig. 8. The change of hardness of 5 µm SiCp reinforced Al matrix composites with various Ni content.

의 경도 변화를 Ni이 첨가되지 않은 복합재료의 경도치와 비교하여 나타낸 것이다. Ni을 첨가한 5 µm SiC 입자강화 복합재료의 경우가 Ni를 첨가하지 않은 복합재료에 비해 높은 경도값을 나타내었으며 이는 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg에 Ni를 첨가함에 따라 NiAl<sub>3</sub>, NiAl<sub>2</sub> 등 고경도의 금속간 화합물이 형성되었기 때문으로 사료된다[8]. 1 wt%Ni 첨가보다 3 wt%Ni 첨가가 금속간화합물의 생성량이 보다 많기 때문에 3 wt%Ni을 첨가한 5 µm SiCp 복합재료가 가장 높은 경도값을 나타낸 것으로 사료된다.

### 3.4 시효특성

그림 9는 500°C에서 10시간 용체화처리후 수냉하여 160°C에서 시효처리한 3, 5, 10 µm SiC 입자강화 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg기지 복합재료의 시효에 따른 경도변화를 나타낸 것이다. 용체화 처리재의 경도를 비

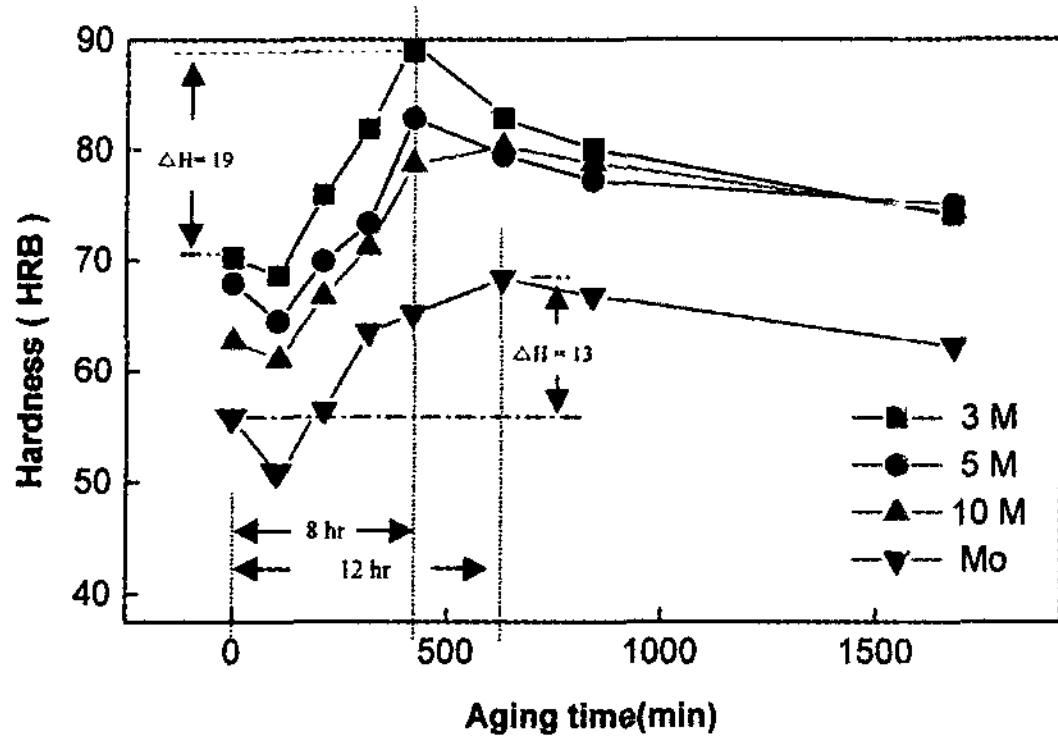


Fig. 9. The change of hardness with aging time at 160°C in various composites and unreinforced counterpart.

교 관찰하여 보면 비복합재의 경도가 제일 작고 SiC 입자의 크기가 작을수록 높은 경도값을 나타내었다. 이것은 SiC 입자가 작은 경우 제조 및 급냉시에 형성된 전위 밀도가 증가되기 때문인 것으로 생각된다[9]. 3, 5 μm SiCp 강화재를 첨가한 복합재료의 경우에는 8시간 시효처리 후에 최고 경도값을 나타내지만 10 μm SiCp 강화재를 첨가한 경우나 비강화재의 경우에는 12시간 시효처리에서 최고 경도값을 나타내고 있다.

또한 이러한 원인은 용체화처리에 기지와 SiCp 강화재간 열팽창계수의 차이로 인해 강화재 주변에 전위가 형성되는데 이러한 전위들이 시효처리에 불균질 핵생성의 자리로 작용하기 때문에[9,10] 비복합재 보다 복합재료에서 시효가 촉진되었고 또한 10 μm SiCp 강화 복합재료에 비해 3 μm SiCp 강화 복합재료의 경우가 우선 핵생성의 장소가 증가하게 되어 시효가 촉진된 것으로 생각된다. 또한 시효경화 반응( $\Delta H = H_{max} - H_{S.T.}$ )이 복합재에서 비강화재보다 상당히 크게 나타났다. 이 이유는 비강화재보다 높은 밀도의 전위가 균일하게 기지조직에 분포되어 시효처리시 석출상들이 균일하게 석출되고 또한 석출 밀도가 높기 때문이라고 생각된다.

### 3.5 열분석

그림 10은 비강화재와 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10.%SiCp(3, 5, 10 μm) 복합재료를 500°C에서 10시간 용체화 처리 후 급냉한 시편에 대하여 시차주사 열분석한 결과이다. 4가지 시험편의 곡선형태가 모두 유

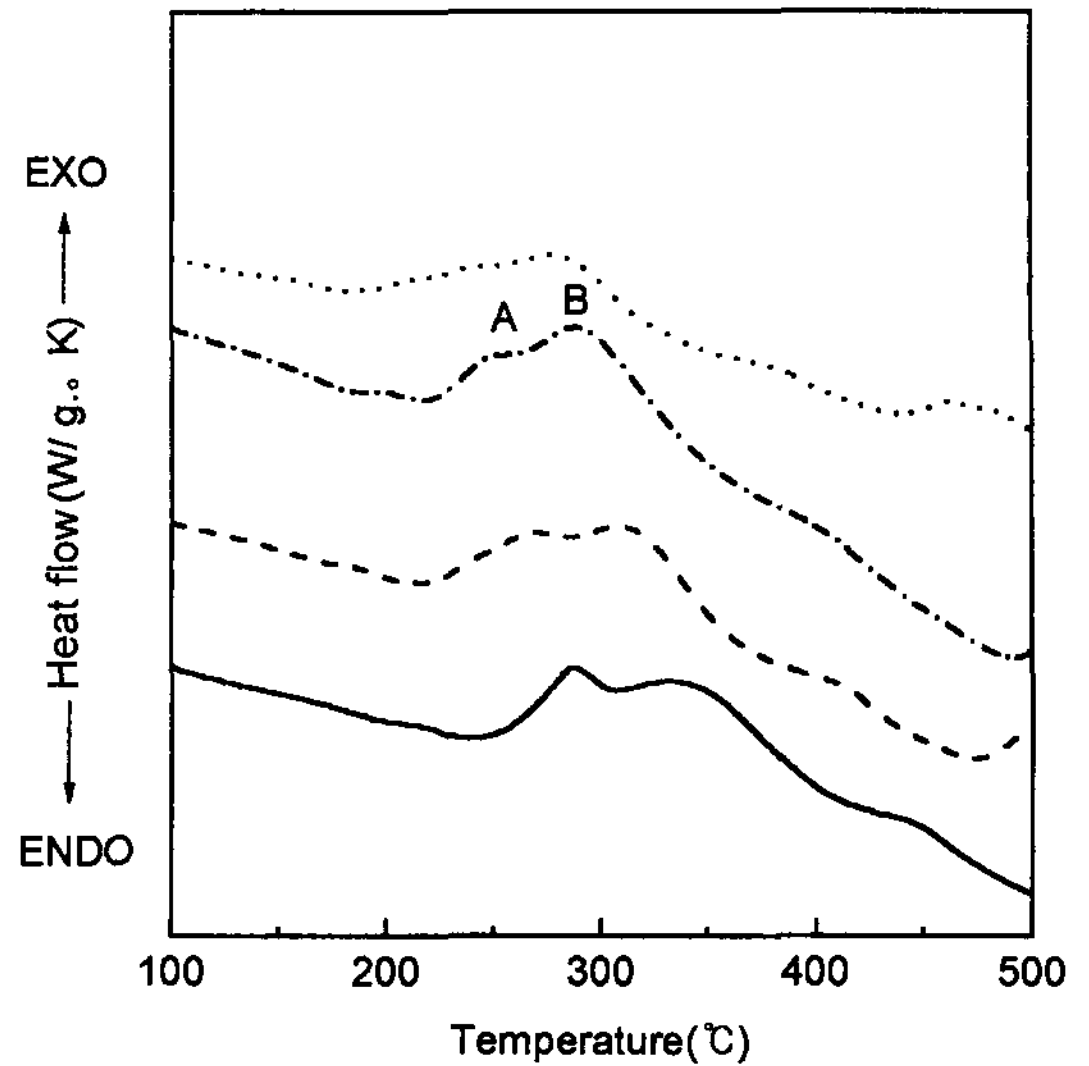


Fig. 10. DSC curves for as-quenched unreinforced Al alloy and composites after solution treatment at 500°C for 10hr(heating rate: 10°C/min).

사한 경향을 나타내고 있다. 193°C~391°C에서 2개의 발열피크 A와 B가 확인되는데 이는 Dutta[11]의 연구 결과에 의하면 A반응은 λ'상의 석출에 기인한 피크이고 B반응은 θ'(CuAl<sub>2</sub>)상의 석출에 기인한 peak이다. SiC 입자를 첨가한 시편의 경우 A와 B의 반응이 저온쪽으로 이동하는 것으로 보아 SiC 입자를 첨가함으로써 준안정상인 λ'상과 θ'상의 석출이 촉진됨을 알 수 있었다. A, B 발열구간의 면적은 관계된 상의 체적 분률과 반응열에 관계되는 반응 엔탈피를 나타내는데 A, B의 양을 조사한 결과 SiC 입자를 첨가함으로써 그 양이 감소하며 강화입자의 크기가 작을수록 그 양이 적은 것을 알 수 있었다.

결과적으로 강화재인 SiC 입자의 크기가 작을수록 준안정상인 λ'상과 θ'상의 석출이 촉진되고 있음을 알 수 있었다.

Table 2. Values of reaction enthalpy (J/g) of the exothermic peak between 193°C and 391°C for composites and unreinforced Al alloy.

Specimen	3M	5M	10M	Mo
Temp. range(°C)	193.05 ~309.11	217.62 ~335.16	226.20 ~365.03	243.81 ~391.92
Peak temp.(°C)	293.07	308.67	313.60	340.26
Enthalpy(J/g)	26.03	37.55	39.55	43.50

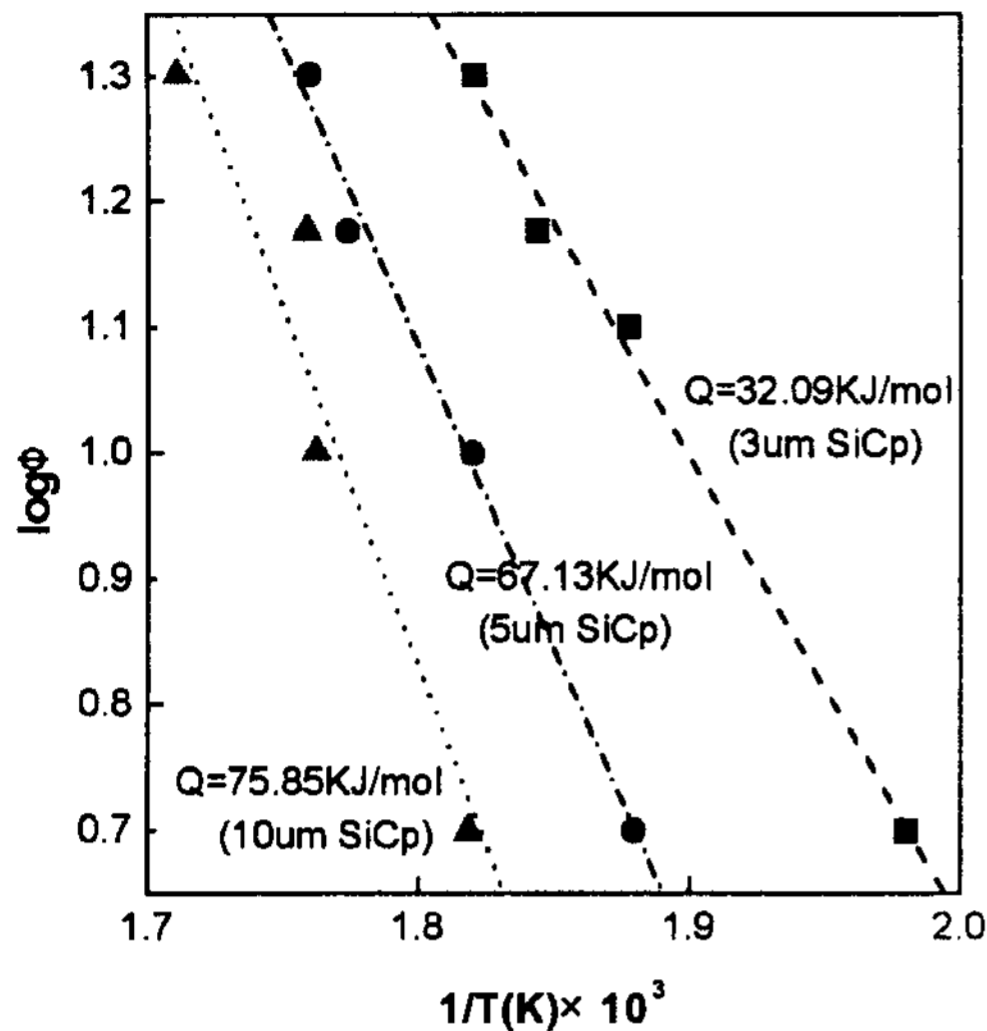


Fig. 11. Plots for the determination of activation energy for  $\theta'$  phase formation of as-quenched composites.

표 2는 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg 합금과 3, 5, 10 μm SiC 입자강화 복합재료의 석출피크의 시작온도, 피크 온도 및 면적으로부터 반응 엔탈피(reaction enthalpy)를 구한 것이다. 여기서 복합재료가 비복합재료 보다, 또한 강화입자의 크기가 적은 복합재료가 석출피크의 시작온도, 피크온도 및 엔탈피량이 적게 나타났다. 이 현상은 시효경화 현상과 잘 일치하고 있다

그림 11은 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10%SiCp(3, 5, 10 μm) 복합재료를 500°C에서 10시간 용체화처리 후 급냉한 시편에 대하여 시차주사 열분석의 승온속도를 5, 10, 15, 20°C/min으로 변화하여 얻은 열분석곡선의  $\theta'$  상의 피크온도 변화로부터 각각의 복합재료에 대하여  $\theta'$  상의 석출에 대한 활성화 에너지를 구한 것이다.  $\theta'$  상의 활성화 에너지는 小澤[12]이 제안한 식(1)을 이용하여 피크 절대온도의 역수와 승온속도의 대수(log)값으로부터 얻어진 기울기로부터 계산하였다.

$$\log \Phi = -0.4567 \frac{E}{RT} + const \quad (1)$$

여기에서  $\Phi$  : 승온속도 (°K/min)

E : 활성화 에너지 (KJ/mol)

R : 8.345 J/mol

T : 석출상의 peak 온도(°K)

위의 식을 이용하여 각 복합재료에 대하여 활성화

에너지를 구한 결과 3, 5, 10 μm SiC 입자강화 복합재료순서로 점차 활성화 에너지 값이 증가하는 것을 볼 수 있다. 즉 이것은 강화입자의 크기가 증가할수록  $\theta'$  상의 석출에 필요한 에너지 값은 증가한다는 것을 의미한다. 이러한 이유로 인하여 그림 10의 최고 경도 값을 나타내는 시간을 보면 3, 5 μm SiCp 강화복합재료가 8시간에서 피크 경도값을 나타내고 10 μm SiCp 강화 복합재료에서는 12시간에서 최고 경도값을 나타내고 있다. 결국 동일한 SiCp 부피비율에서 SiCp 강화재의 크기가 미세할수록 시효는 촉진된다고 할 수 있다.

#### 4. 결 론

Al-7.76%Si-2.75%Cu-0.28%Mg-(xNi)/XμmSiCp 복합재료를 2단 공정으로 제조한 후 조직 및 기계적 성질에 미치는 SiC 입자크기 및 합금원소의 영향과 시효 특성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Duplex process를 이용하여 미세 SiC 입자(10μm 이하)를 균일하게 기지조직에 분포하는 복합재료의 제조가 가능하였으며 Ni을 첨가하여 주조재와 복합재료의 경도를 함께 증가시킬 수 있었다.

2. 주조상태에서 SiC 입자의 크기가 감소할수록 경도값은 증가하였고 시효처리시 SiC 입자의 크기가 감소할수록 높은 경도값을 나타내었다. 또한 동일한 입자 부피의 복합재에 있어서도 SiC의 입자 크기가 작은 복합재료가 높은 경도값을 나타내었다.

3. 최대 경도와 용체화처리시의 경도의 차이인 시효경화 반응도 복합재가 비강화재에 비해 크게 나타났으며 최대 경도값을 나타내는 시간도 감소되었다.

4. SiC 입자 크기 및 Ni의 첨가는 가압주조시 복합재의 냉각속도에 큰 영향을 미치지 않았다.

#### 후 기

이 연구는 과학기술기초연구 중점지원(과제번호 1998-017-E00070)에 의하여 수행되었으며 이에 감사드립니다. 또한 RIAMD의 일부 지원에도 감사드립니다.

#### 참고 문헌

[1] I. M. Park, : J. Kor. Foundrymen's Soc., 9 (1989) 411

- [2] C. K. Kim, S. Y. Park : J. Kor. Inst. Met., 22 (1984) 185
- [3] S. W. Kim, E. K. Lee, W. Y. Jeon : J. Kor. Foundrymen's Soc., 13 (1993) 524
- [4] S. W. Kim, E. K. Lee, W. Y. Jeon : J. Kor. Foundrymen's Soc., 13 (1993) 350
- [5] S. W. Kim, K. D. Woo, S. W. Han : J. Kor. Foundrymen's Soc., 14 (1994) 471
- [6] N. Kanetake, M. Nomura, T. Choh : J. JIM, 58 (1994) 1073
- [7] H. Nakata, T. Choh, N. Kanetake : J. JIM, 58 (1994) 803
- [8] N. A. Belov : The 3rd Int. Conf. on Aluminum Alloys, Trondheim Norway, 2 (1992) 132
- [9] M. Vogelsang : Met. Trans., 17A (1986) 379
- [10] R. J. Arsenault, N. Shi : Mater. Sci. Eng., 81 (1986) 175
- [11] I. Dutta, S. M. Allen, J. L. Hafley : Met. Trans., 22A (1991) 2553
- [12] T. Ozawa et al. : Bull. JIM, 24 (1985) 797