

.....  
 論 文  
 .....

## Squeeze Casting법에 의해 제조된 A356/coated SiC복합재료의 미세조직과 기계적 특성에 관한 연구

이경구, 이도재

### A Study on Microstructures and Mechanical Properties of A356/coated SiC Composites Fabricated by Squeeze Casting

Kyung-Ku Lee and Doh-Jae Lee

#### Abstract

Influence of interfacial structure between matrix and particle in A356/coated SiC composite fabricated by squeeze casting method was studied. Experimental variables are types of coated metallic film on SiC particles such as Cu, Ni-P, and applied pressure for squeeze casting. It was found that coating treatment on SiC particles improves the wetting of liquid A356 alloy on SiC particles. SiC particle distribution is very homogeneous in A356 matrix alloy which is fabricated by squeeze casting. Analysing the surface morphology of fractured A356/coated SiC, it was concluded that metallic thin film by coating treatment on SiC particle improves the interfacial bonding between particle and matrix, and so does on mechanical properties such as tensile strength. However, there was on significant difference in hardness between those composite made of as-received SiC particle and coated SiC particle.

(Received August 19, 1994)

#### 1. 서 론

Al기 복합재료는 경량, 비강도, 낮은 열팽창계수 등의 특성을 지니고 있어, 주조용 Al합금의 대체용으로 개발이 활발히 진행되고 있다[1]. 연속섬유강화 복합재료는 휘스커강화 복합재료나 입자강화 복합재료에 비해 일방향 강도나 기계적 성질이 월등하게 우수하나, 섬유의 가격이 비싸고 제조공정상의 어려움 때문에 제조단가도 높아 산업화에의 응용에 제한을 받고 있으며, 우주항공분야 등 꼭 필요한 분야에만 일부가 응용되고 있다. 이에 비해 입자분산강화 복합재료는 연속섬유강화 복합재료에 비해 이방성이 적고, 제조비가 저렴하며 우수한 내마모특성을 지니고 있어 자동차부품 등의 마찰부에 널리 이용될 가능성을

갖고 있다. 강화입자를 이용한 불연속섬유강화 복합재료의 제조방법으로는 분말야금법[2], 복합주조법[3], 용탕단조법[4] 등이 주로 사용되고 있으며, 예열된 예비성형체에 용융금속을 부어 압력을 가한 상태에서 제품을 제조하는 용탕단조법이 기계적 성질이나 제조단가면에서 우수한 방법으로 알려져 있다. 이와같이 입자강화 금속기 복합재료 제조방법이 다양한 이유는 보강입자를 기지에 균일하게 분산시키기 위한 것이며 젖음성 개선과 입자 균일분산을 위한 연구는 계속 진행되고 있다. 용탕단조법으로 A356을 복합화시키는 기술은 휘스커를 예비성형체로 제조하여 복합화시키는 것에 중점을 두고 실험하고 있는 형편이며, 강화입자를 예비성형체로 제조하여 복합화시키는 실험기술은 아직 초보적인 단계이다.

본 연구에서는 A356과 보강재인 SiC와의 젖음성을 개선하고 계면에서의 비평형 반응에 의한 계면손상을 억제하기 위해 SiC분말 표면에 무전해도금법을 이용하여 금속층(Cu, Ni-P)을 피복시켜 금속층이 젖음성에 미치는 영향을 고찰하고자 하며, 또한 SiC표면에 금속층이 균일하게 피복될 수 있는 적정 도금조건을 구하여, 도금층이 복합재료의 물성에 어떠한 영향을 미치는가를 알아보고자 하였다. 분석을 위한 시편의 준비는 SiC입자로 예비성형체를 제조한 후, 용탕단조법(squeezing casting)을 사용하여 재료내의 결합이 없는 SiC 입자강화 A356복합재료를 제조한 뒤 도금유무에 따른 계면특성과 기계적 성질을 비교검토하였다. 기계적 성질은 주로 제조된 복합재료의 인장강도와 경도의 성질을 측정하였으며, SEM관찰을 통하여 계면접합성 및 파괴양상을 분석하였다.

## 2. 실험방법

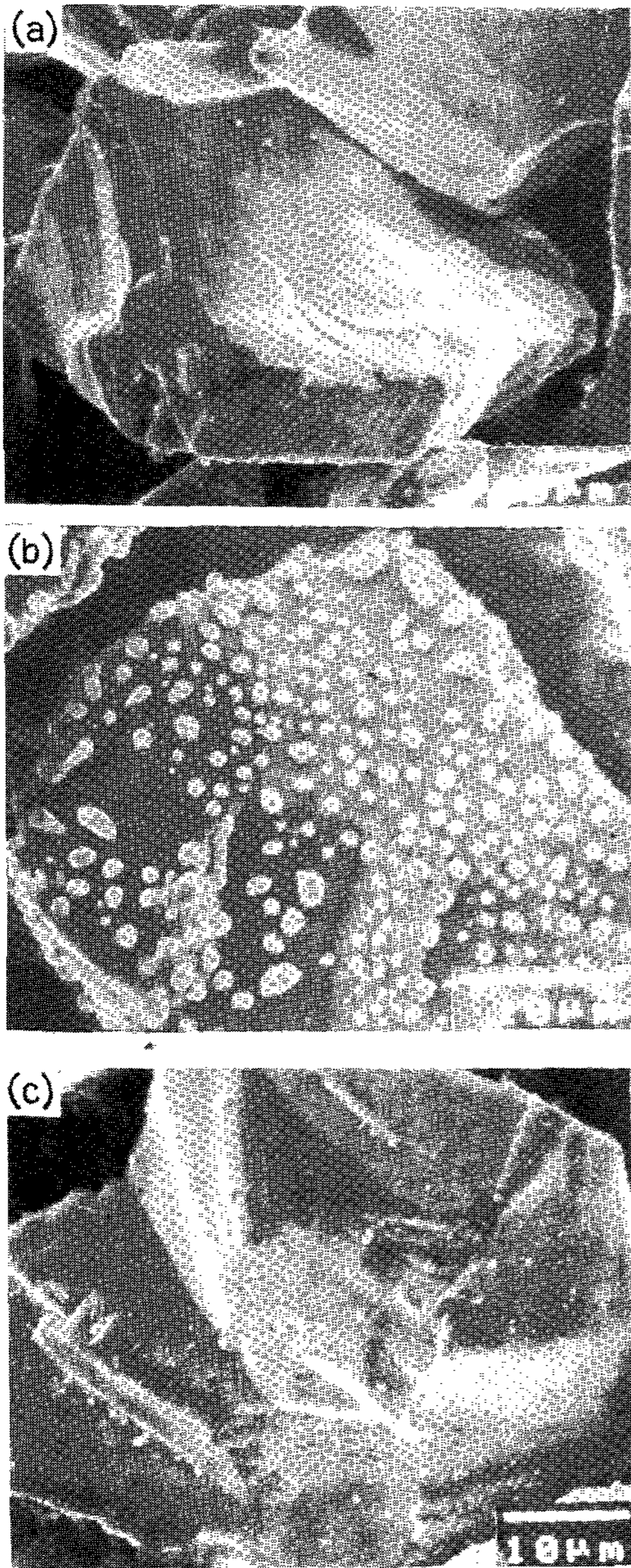
A356합금과 평균  $43\mu\text{m}$ 의 입경을 갖은 SiC분말을 사용하여 용탕단조법으로 A356/SiC복합재료를 제조하였다. 기지조성으로 사용된 A356합금은 고순도화학에서 구입한 것으로 Al-7Si-0.5Fe-0.4Mg의 조성을 가졌으며, SiC분말은 산업현장에서 흔히 사용되는 분말로, 순도는 97%이고, 결정구조는  $\alpha$ 형과  $\beta$ 형이 섞여져 있는 상태의 것이다. SiC분말에 대한 금속층의 피복은 무전해도금법(electroless plating)중 환원법(reduction method)을 이용하여 Cu와 Ni-P를 피복시켰다. 도금을 위한 SiC분말은 표면의 이물질과 유기물질 제거를 위해 아세톤과 알코올로 초음파 세척하고,  $800^\circ\text{C}$  진공분위기중에서 열처리하였으며, HF로 표면조화를 시킨 다음  $\text{PdCl}_2$ 로 활성화 처리를 하여 사용하였다. Cu도금의 경우에는  $\text{PdCl}_2$ 로 활성화 처리를 할 경우 도금액의 분해로 건전한 도금층을 얻을 수 없으므로 활성화 처리 용액으로  $\text{AgNO}_3$ 를 사용하였다. 도금에 사용된 시약의 조성은 Ni-P피복의 경우  $\text{NiCl}_2\cdot\text{H}_2\text{O}$  0.181mole,  $\text{Na}_3\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7\cdot 2\text{H}_2\text{O}$  0.252mole,  $\text{NH}_4\text{Cl}$  0.935mole이며, 환원제로  $\text{NaPH}_2\text{OH}\cdot\text{H}_2\text{O}$  0.252mole을 사용하여  $90^\circ\text{C}$ 의 반응온도에서 PH 8~9로 하여 0.2mm/hr 속도로 피복시켰다. 또한 Cu의

피복은  $\text{CuSO}_4\cdot 5\text{H}_2\text{O}$  0.153mole,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  0.236mole,  $\text{NaOH}$  1mole 0.142mole 용액에서 환원제로 HOHO를 사용하여  $24^\circ\text{C}$ 의 반응온도에서 1~ $5\mu\text{m/hr}$ 로 피복시켰다. 금속층이 피복된 SiC 입자는 알코올로 초음파 세척하여 피복중 금속피복층에 남을 수 있는 시약 등의 이물질을 제거한 후 진공 중에 건조시켰다. SiC분말의 무게비를 달리하여 복합재료를 제조하기 위하여는 Al과 SiC분말을 각각의 조성으로 칭량하여 혼합한 후 이론밀도의 40%로 성형하여 A356-10wt%SiC, A356-20wt%SiC, A356-30wt%SiC의 예비성형체를 제작하였다. 이와 같이 준비된 예비성형체를 용탕단조장치에 장입하고 용탕단조시 예비성형체가 유동되는 것을 방지하기 위해 분말의 상하부를 다공성 ceramic saffile로 고정시킨 후, 예비성형체를 예열하고, A356합금은 다른 도가니로에서  $650^\circ\text{C}$ 로 용해한 후 탈가스처리하고 예비성형체가 장입된 금형에 주입하였다. 용탕주입 후 용탕이 예비성형체내에 잘 스며들고 냉각시 수축공 등의 응고결함을 방지하기 위해 65, 130Mpa의 압력으로 압력을 달리하여 가압하고 3분 동안 유지한 후 시편을 발취하였다. 이때 발취를 용이하게 하기 위하여 금형의 벽면에는 boron nitride를 도포하였으며, 예열중 예비성형체가 산화하는 것을 막기 위하여 예비성형체에 99.999%의 고순도 Ar가스를 zeolite가 충전된 건조탑을 통과시켜 금형에 주입하였다. 이와 같이 준비된 A356/SiC복합재료의 미세조직은 #3000까지 다이아몬드휠로 연마한 후  $1\mu\text{m}$ 의 다이아몬드 페이스크로 정연마하고 광학현미경으로 SiC입자의 분산상태를 확인하였으며, 계면에서의 성분분석은 EDX(Noran사)로, 기계적 성질을 검토하기 위한 인장강도는 1ton 용량의 Instron사의 인장시험기를 사용하여 0.1mm/min의 인장속도로 측정하였으며, 경도는 Wilson사(미국)의 미소경도계(load : 20g, time : 5sec)를 이용하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 SiC분말에 피복된 금속층의 조사

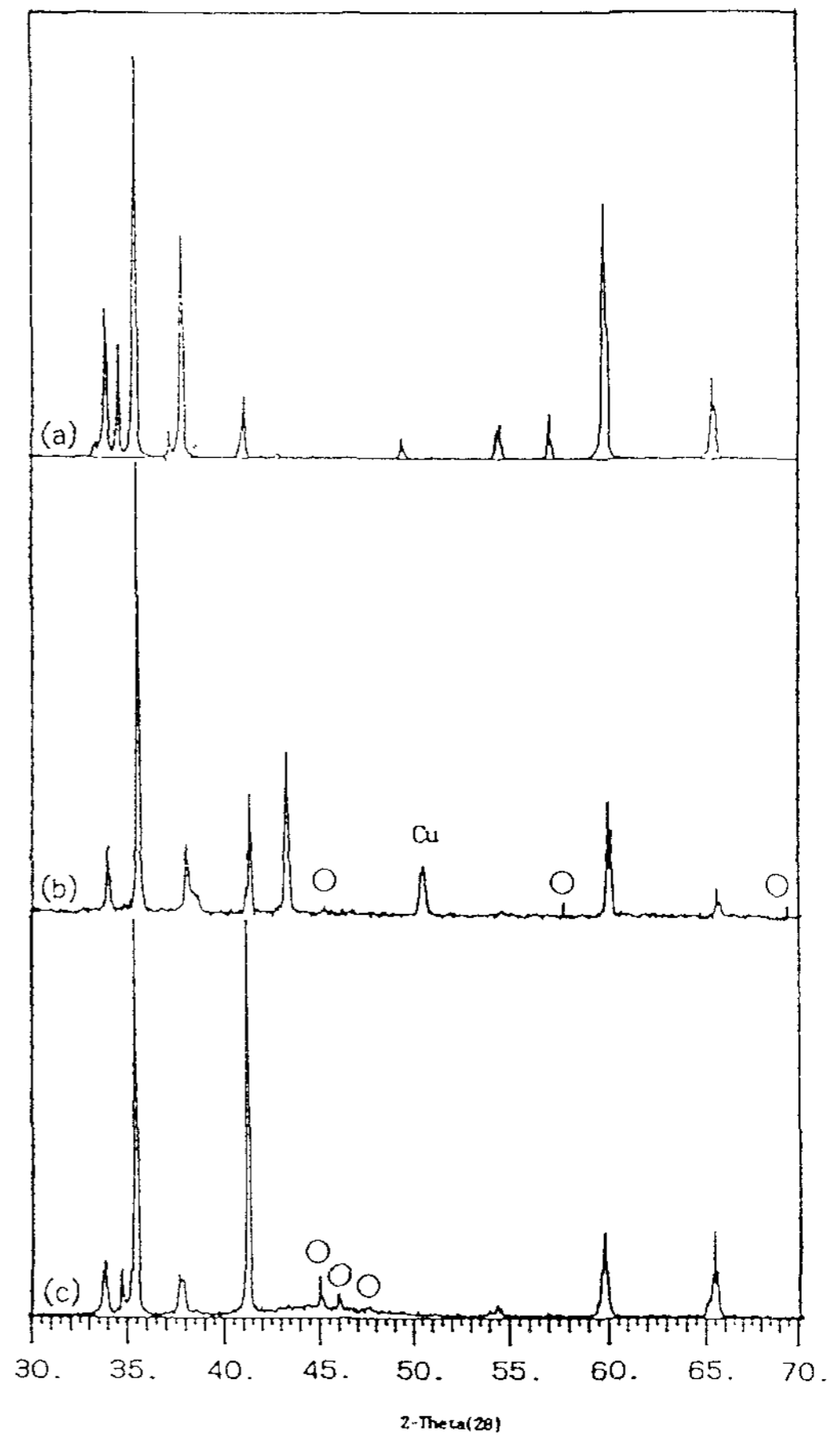
Photo 1은 SiC분말과 Cu 및 Ni-P의 금속층을 피복시킨 분말을  $650^\circ\text{C}$ 에서 30분간 열처리한후



**Photo 1.** SEM microstructure of (a) as-received SiC, (b) Cu coated SiC and (c) Ni-P coated SiC. All specimens were heat-treated at 650°C for 30min.

의 SEM 사진으로 a)는 coating처리를 하지 않은 원료 분말이고, b)는 Cu를 입힌 분말이며, c)는 Ni-P를 피복시킨 분말이다. 사진에서 Ni-P

를 입힌 경우에는 SiC분말에 금속피복층이 균일한 양상을 띠고 있으며 Cu를 입힌 경우에는 금속피복층이 열처리를 하기 전에는 Photo 1 (c)와 같이 SiC분말 표면에 균일한 분포를 하고 있었으나, 열처리를 하게 되면 금속피복층이 직경 1~3µm의 형태의 구형을 이루며 표면에 불균일하게 분포하고 있음을 알 수 있었다. Fig. 1은 SiC분말 표면에 금속피복된 피복층을 분석하기 위한 XRD의 결과로 1 (b)는 Cu가 피복된 SiC분말을 열처리한 후 XRD분석한 것이다. 그림에서 SiC와 Cu에 대한 peak외에 ○로 표시한 미지의 상이 생성되었음을 알 수 있었으며, 이 X-ray peak를 분석하기 위하여 Si, C성분과 Cu와



**Fig. 1.** XRD result of SiC particle. (a) as-received SiC, (b) Cu coated SiC, (c) Ni-P coated SiC. All specimens were heat-treated at 650°C for 30min in vacuum.



의 반응상태도를 비교검토한 결과 Si만이 금속 피복층인 Cu와 계면반응을 통하여 반응물을 생성할 가능성이 크다는 것을 알 수 있었고[5], 상태도 상에서 원자조성비가 3 이하일 때 467°C와 558°C의 공석온도에서 copper silicide와 규소가 존재하는 등 Cu피복층과 SiC분말의 표면사이에는 여러 형태의 copper silicide가 생성될 수 있음을 알았다. 이와같이 평형상태도에서 생성가능한 새로운 상과 비교검토한 결과, 새로 생성된 상은  $CuSi_3$ ,  $Cu_5Si$ 일 가능성이 컸으며, 기지의 용융점 부근까지 가열되는 동안 금속박막과 SiC분말 표면에서 중간상이 생성될 경우에는 SiC분말에 대한 금속박막의 접합력이 향상될 것으로 생각되었으며, 금속박막과 알루미늄과의 계면반응시 이 중간상이 계면반응에 영향을 미칠 것으로 판단되었다. Fig. 1 (c)는 Ni-P가 피복된 SiC분말을 650°C에서 30분간 유지한 후 표면을 XRD로 분석한 결과로 도금층과 SiC입자 사이에서는 상호반응에 의한 중간상이 생성되지 않았으며, ○로 표시된 바와 같이 40도와 50도사이에서  $Ni_{2.55}P$ 가 주로 석출되었음을 알 수 있었다. Radin의 보고에 의하면 Ni-P도금층은 무전해 도금직후에는 일반적으로 비정질상태로 석출되고, 이와같은 비정질의 피복층은 400°C에서 가열함으로써 완전한 결정화가 일어나  $Ni_3P$ 가 석출된다고 하였으나[6], 본 연구에서는 환원제로 첨가된  $NaPH_2 \cdot OH_2O$ 중의 P성분의 영향으로 인하여 Radin 등의 결과와는 달리  $Ni_{2.55}P$ 와  $Ni_2P$ 가 석출됨을 알 수 있었다.

### 3.2 SiC분말의 분산상태 및 미세조직

Fig. 2는 용탕단조용금형에 예비성형체를 장입하고 용탕을 주입하면서 가압하는 동안 금형내의 가열-냉각곡선을 기록계를 통하여 나타낸 그림으로 K-type의 열전대를 예비성형체의 중심부에 삽입하고 시간에 따른 온도변화를 측정하였다. 그림에 나타낸바와 같이 금형 내의 예비성형체는 용탕이 주입되기 전까지는 예비성형체 예열온도인 400°C로 일정하게 유지되다가 용탕이 주입되고 가압이 되면 용탕의 가열온도인 650°C까지 수직적으로 상승한 후 거의 지수적으로 감소하며 금형의 예열온도에 이르게 되면 서서히 냉각됨을 알 수 있는데, 이는 금형벽이 두꺼워 열의 발산

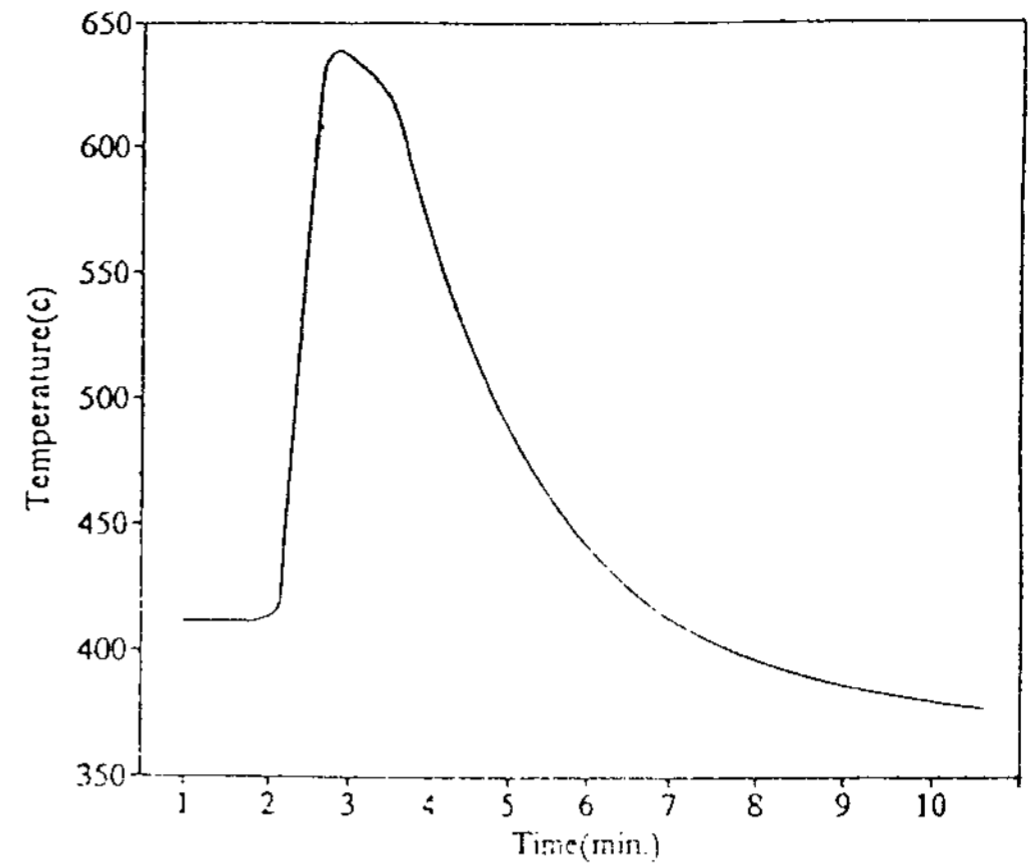
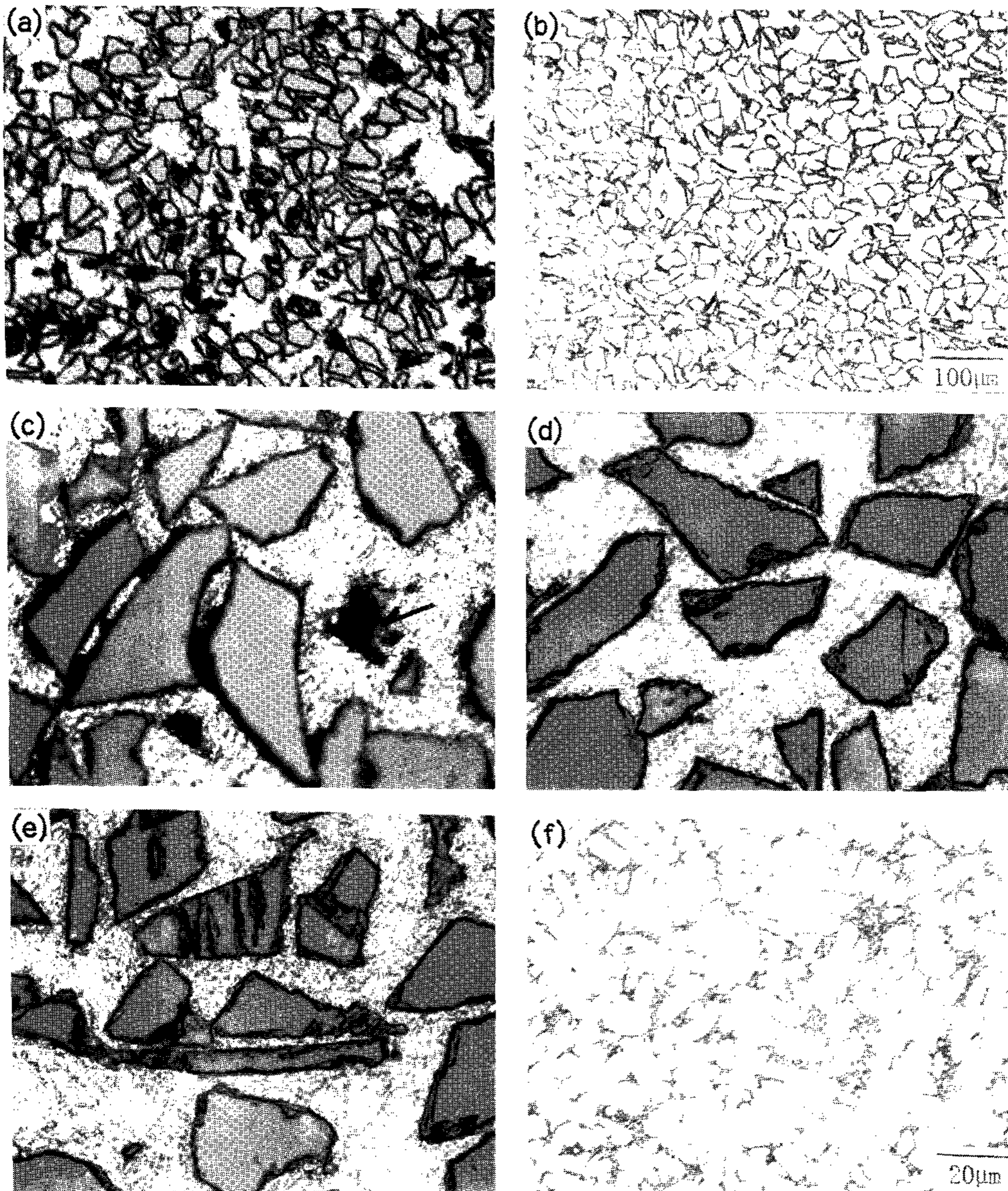


Fig. 2. Temperature variation of the specimen during squeeze casting.

이 지체됨으로써 나타난 결과로 생각된다. 용탕 단조시 가열 냉각곡선의 양상은 SiC분말에 대한 금속피복 유무에 관계없이 동일하였으며, 냉각이 빠른 속도로 이루어지기 때문에 가압이 지체되면 용탕의 온도저하에 따른 유동성 저하로 건전한 복합재료를 얻을 수 없음을 예측할 수 있었다. 실제 실험과정중에서도 용탕주입시간이 1~2초만 늦어져도 가지와 보강입자의 복합화가 어려웠다.

Photo 2는 예비성형체의 예열온도를 350°C, 용탕의 온도를 600°C로 유지한 후, 용탕을 금형에 주입하고 가압력 65Mpa, ram speed 30mm/sec로 가압하여 제조한 시편의 조직사진으로 (a)는 피복되지 않은 SiC분말이 기지와 복합화된 경우, (b)는 Cu가 피복된 SiC분말을 사용한 경우, (c)와 (d)는 SiC와 기지간의 접촉상태를 관찰하기 위하여 (a)와 (b)를 확대한 사진이며 (e)는 용탕단조시의 가압력이 복합재료의 미세조직에 어떠한 영향을 끼치는가를 알아보기 위해 Ni-P가 피복된 SiC분말을 사용하여 가압력을 달리하여 시편을 제조한 경우이고 (f)는 기지만의 조직사진이다. 전반적으로 기지에 대한 SiC의 분산성은 금속박막 처리에 관계없이 균일한 분산성을 가지고 있으나, 피복하지 않은 SiC분말로 복합화한 경우에는 Cu가 피복된 SiC분말을 예비성형체로 사용하여 보강한 경우와는 달리 기지와 SiC의 계면접합력이 약하여 연마도중 입자가 떨어져 나가 그 부분이 기공으로 남아 있음을 알



**Photo 2.** Change in optical micrographs of specimen made from SiC-preform and A356 melt. Preform was preheated at 350°C and A356 was melted at 600°C. (a, c) A356-SiC. (b, d) A356-Cu coated SiC. (e) A356-NiP coated SiC. (f) A356.

수 있다(화살표부분). 이와같이 금속박막을 SiC 분말표면에 피복하여 복합화할 경우, 피복하지 않은 경우와는 달리 SiC입자의 이탈이 나타나지 않은 이유는 금속박막과 기지간의 반응으로 계면에서 저융점 액상이 형성되어 기지와 보강재간의

결합력을 증가시켰기 때문으로 판단되었으며, Aksay의 주장대로 계면에서 금속박막과 분산입자, 기지간의 화학반응에 따른 자유에너지 변화가 젖음의 구동력으로 작용하여[7] 젖음성이 향상됨으로써 금속박막을 피복한 경우에 강화입자



의 이탈이 나타나지 않은 것으로 보이며, 이와같이 강화입자에 대한 금속층의 피복은 강화입자와 기지간의 결합을 증가시켜 복합재료의 물성을 향상시킬 것이라 예측되었다. Photo 2 (e)에 나타난 바와 같이 미세조직상에서 가압력이 130Mpa로 높으면, SiC분말의 파괴가 나타나는데 이는 금속박막피복 유무에 관계없이 나타나는 현상으로 용탕단조시 가압력이 너무 높아 SiC입자가 파괴된 것으로 판단되며, 건전한 복합재료를 제조하기 위해서는 입자의 파괴가 일어나지 않는 적정조건을 선택하는 것이 중요하다고 판단되었다. 용탕단조시 예비성형체 예열온도와 용탕의 온도는 복합재료 제조시 용탕의 유동성을 좌우하는 요인으로 용탕의 온도를 800°C, 예비성형체의 예열온도를 400°C로 하여 가압한 경우에는 용탕유동성의 증가로 용탕이 상부편치쪽으로 흘러나와 건전한 복합재료를 제조할 수가 없었으

며, 용탕의 온도를 650°C, 예비성형체 예열온도를 400°C로 하여 용탕단조하면 금속박막을 피복하지 않은 경우에도 기공이 없는 균일한 조성의 복합재료를 제조할 수 있었다. Photo 2 (f)는 A356기지만의 조직사진으로 SiC로 복합한 경우에 비해 미세구조가 조대한 것을 알 수 있으며, 이와같은 이유는 SiC로 복합한 경우에는 액상내에 고상의 SiC입자가 존재하여 입자의 조대한 성장을 억제하나 기지만의 경우에는 초정성장 방해 효과가 없기 때문인 것으로 판단되었다.

### 3.3 계면반응

기지금속인 A356합금과 강화재인 SiC입자는 서로 상이한 재료로서 열팽창계수 및 물성이 다르기 때문에 복합화시켰을 때 계면에서의 반응을 알아보는 것은 복합재료의 물성을 예측할 수 있는 기본자료이다. 본 실험에서는 SiC예비성형체

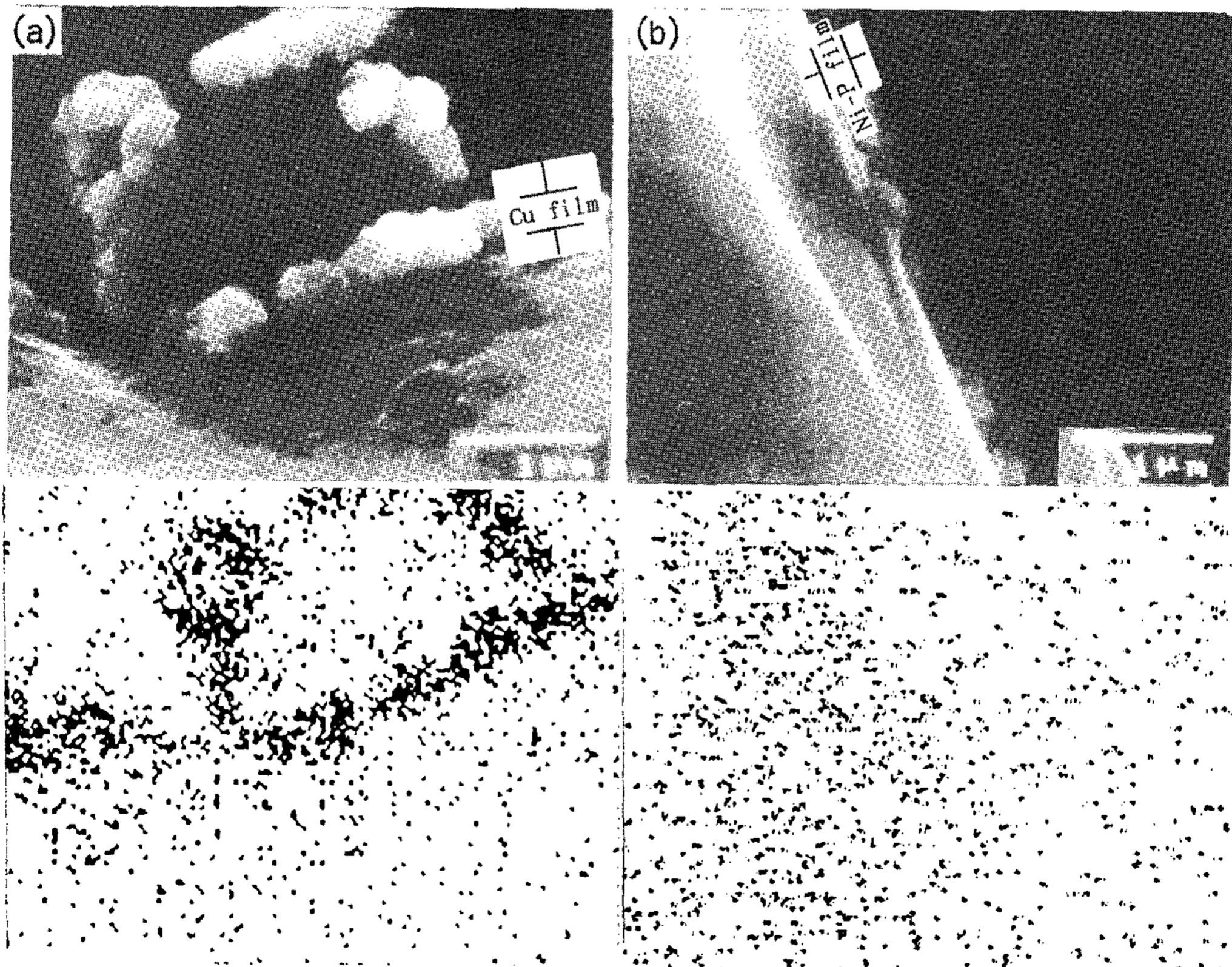


Photo 3. SEM microstructure and EPMA analysis of A356-20wt%SiC composite made from (a) A356-Cu coated SiC and (b) A356-NiP coated SiC. Preform was pre-heated at 400°C and A356 was melted at 650°C.

를 제조하여 용탕단조법으로 A356 합금을 주입한 후 강화입자와 기지, 금속박막층간의 계면반응을 관찰하기 위하여 20wt% SiC가 첨가된 시편에 대하여 EDX로 분석하였다. Photo 3은 금속박막이 피복된 SiC와 기지간의 계면반응을 분석한 결과로, (a)는 Cu가 피복된 SiC입자를 사용한 것이며, (b)는 Ni-P가 피복된 SiC입자를 사용하여 예비성형체의 예열온도를 400°C, 용탕의 온도를 650°C로 유지하여 용탕단조한 후의 SEM사진과 Cu 및 Ni에 대한 X-선분석 결과를 보인 것이다. 사진으로 제시하지는 않았지만 SiC 표면에 대한 피복층의 두께는 약 1 $\mu$ m이었으나 용탕단조후 피복층의 두께로 보아 Ni-P로 피복한 경우에는 Cu를 피복한 경우에 비해 피복층이 대부분 기지내로 확산하여 피복층의 두께가 줄어들었음을 알 수 있었다. Cu를 피복한 경우 계면에서 생성될 수 있는 계면화합물을 알아보기 위해 Cu-Al의 평형상태도를 고려해 본 결과, Cu와 Al의 원자조성비가 1/3 이하에서는 548°C에서  $L=(Al)+\theta$ 의 공정반응이 진행되며 원자 조성비가 4 이상에서는 알루미늄이 고상구리에 고용됨을 예상할 수 있다. 본 연구의 용탕용해 조건인 650°C 이하에서는 530°C에서  $\zeta_1=\zeta_1+\delta$ 와 567°C에서  $\beta=(Cu)+r_1$ 의 공석반응이 진행되며, 563°C에서  $\eta_1+\theta=\eta_2$ , 590°C에서  $\varepsilon_2+\eta_1=\zeta_1$ 의 포석반응이 진행된다. 이와 같이 용탕의 용해온도 이하에서 기지와 보강입자 사이에는 많은 반응이 일어날 수 있으므로 액상과 금속박막간의 상호확산에 의하여 Cu금속박막은 기지 내로 확산될 수 있을 것으로 예측되었으나 제조공정상 용고속도의 영향으로 그 반응은 평형에 도달하지 못하여 완전히 확산하지는 못하고 계면에 잔류함을 알 수 있었다. 그러나 Cu 금속박막층은 기지와 일부 반응하여 젖음성이 개선된 것으로 보이며, 이러한 젖음성의 개선은 Photo 2 (b)에서 보강입자에 Cu 금속박막을 피복한 경우에는 기지로부터 SiC입자의 이탈이 나타나지 않은 점등과 관계가 있는 것으로 판단된다. Photo 4는 SiC입자와 기지간의 결합력을 향상시키기 위해 Photo 3 (a)의 Cu가 피복된 SiC입자를 사용하여 용탕단조한 시편을 500°C 진공분위기중에서 720min 동안 열처리한 후 계면에서의 금속박막층이 어떻게 변화되었는가를 알아보기 위해 SEM 관찰한

사진으로, 열처리에 의하여 계면에서의 금속박막층이 기지 내로 확산하여 Photo 3에서 나타난 금속박막층이 계면에서 석출되지 않음을 알 수 있었다.

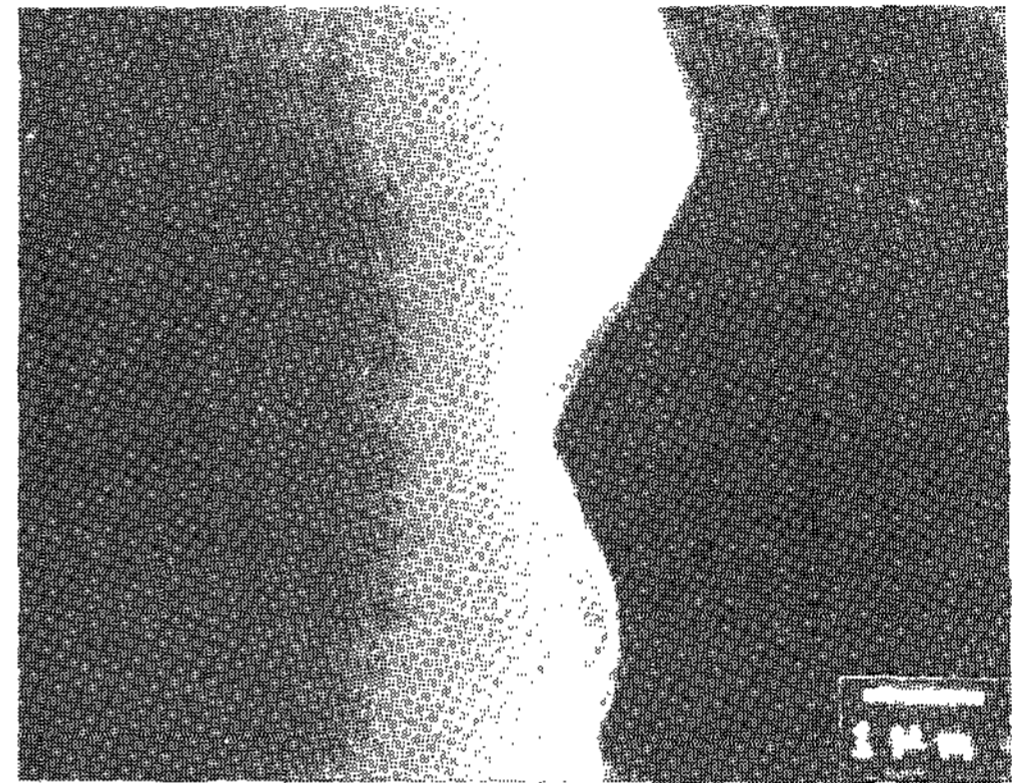


Photo 4. SEM microstructure of A356-20wt% Cu coated SiC. The specimen was heat-treated at 500°C for 720min in vacuum.

### 3.4 경도실험

Fig. 3은 용탕단조법으로 제조한 복합재료의 물성을 측정하기 위하여 SiC의 무게비와, 강화입자의 금속 피복유무에 따른 미소경도값을 나타낸 것이다. 기지와 보강재간의 계면부위 및 기지의 경도값을 알아보기 위하여 미소경도계(Wilson社)로 하중 20g에서 5sec동안 행하였으며, 시편의 전반적인 경도값을 알아보기 위하여 Rockwell hardness tester, 1/8" steel ball을 이용하여

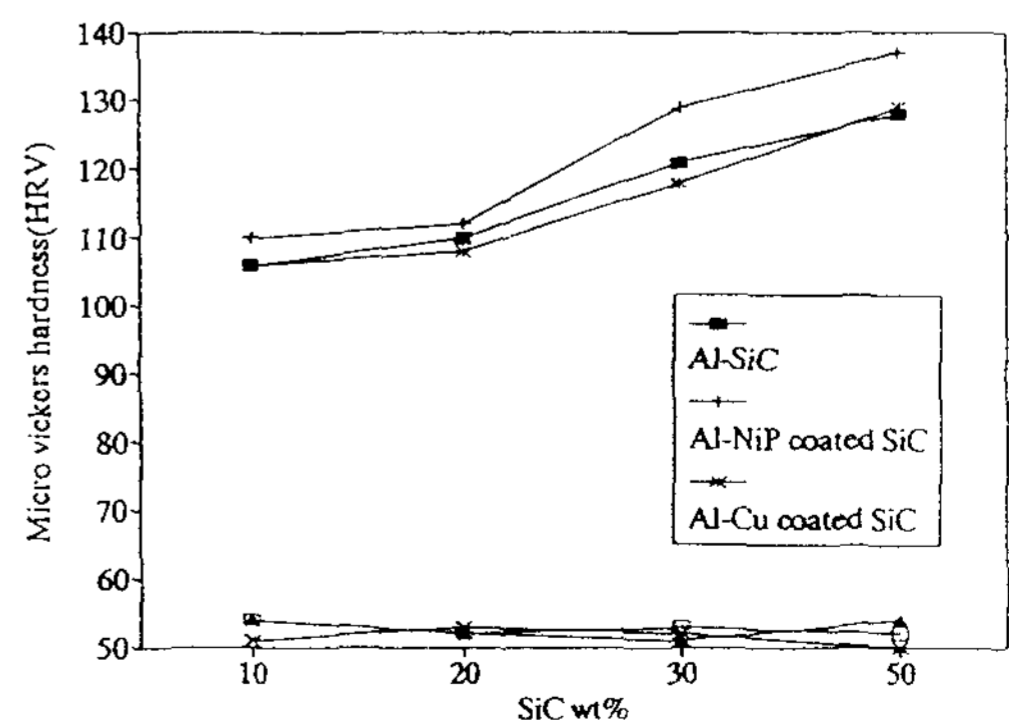


Fig. 3. The variation of microvickers hardness of A356-SiC composite.



측정한 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 SiC입자의 무게비가 증가할수록 계면부위에서의 경도값은 증가하고 있으며, 이러한 경도의 증가는 보강재로 사용된 SiC입자가 높은 경도값을 지니므로 무게비가 증가되면서 경도값이 증가되었고, 복합재료 제조시 기지금속과 보강재간의 열팽창계수 차이에 의한 전위밀도 증가도 경도값에 영향을 미쳤으리라 판단된다[8]. 계면부위에서의 경도값은 금속박막을 피복함으로써 피복하지 않은 복합재료보다 약간 높은 경도값을 얻을 수 있었는데, Ni-P를 피복한 경우의 경도값이 가장 높았다. 이러한 원인은 용탕이 금형에 주입되면서 금속박막과 기지간의 상호확산으로 금속박막이 기지 내로 확산되면서 계면부위에서의 경도값을 높였으리라 판단되며, Photo 3 (b)에서 나타낸 바와 같이 계면에 존재하는 금속 피복층이 용탕단조과정중 기지와 화합물을 형성하여 경도를 높인것으로 추측되었다[9].

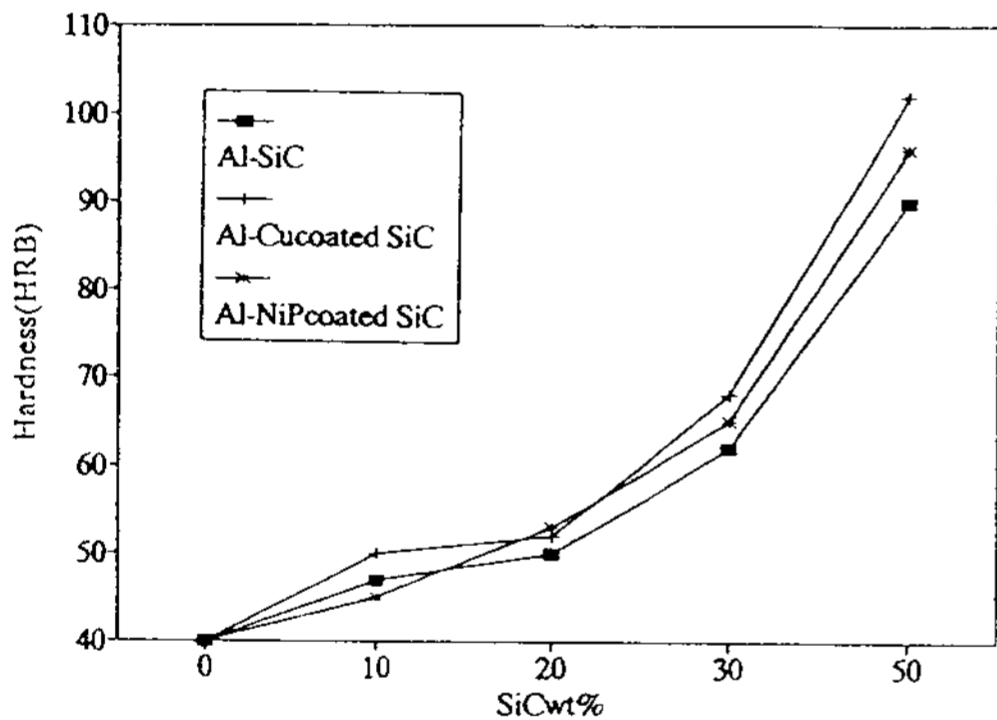


Fig. 4. The variation of Rockwell hardness of A356-SiC composite.

### 3.5 인장강도

Fig. 5 (a)는 예비성형체의 예열온도를 400°C, 용탕의 온도를 650°C로 유지하여 용탕단조법으로 제조한 시편의 금속박막 피복에 따른 인장강도를 나타낸 것이다. SiC입자에 금속박막을 피복함에 따라 인장강도가 증가하였으며 Cu를 피복한 것보다 Ni-P를 피복한 경우의 인장강도가 더 높았다. 그림에서 Cu를 피복한 경우에는 금속 피복층에 따른 인장강도의 향상이 나타나지 않고 있는데 이는 시료의 제조공정상 응고속도가 빠르기 때문에 금속피복층이 기지 내로 완전히 확산

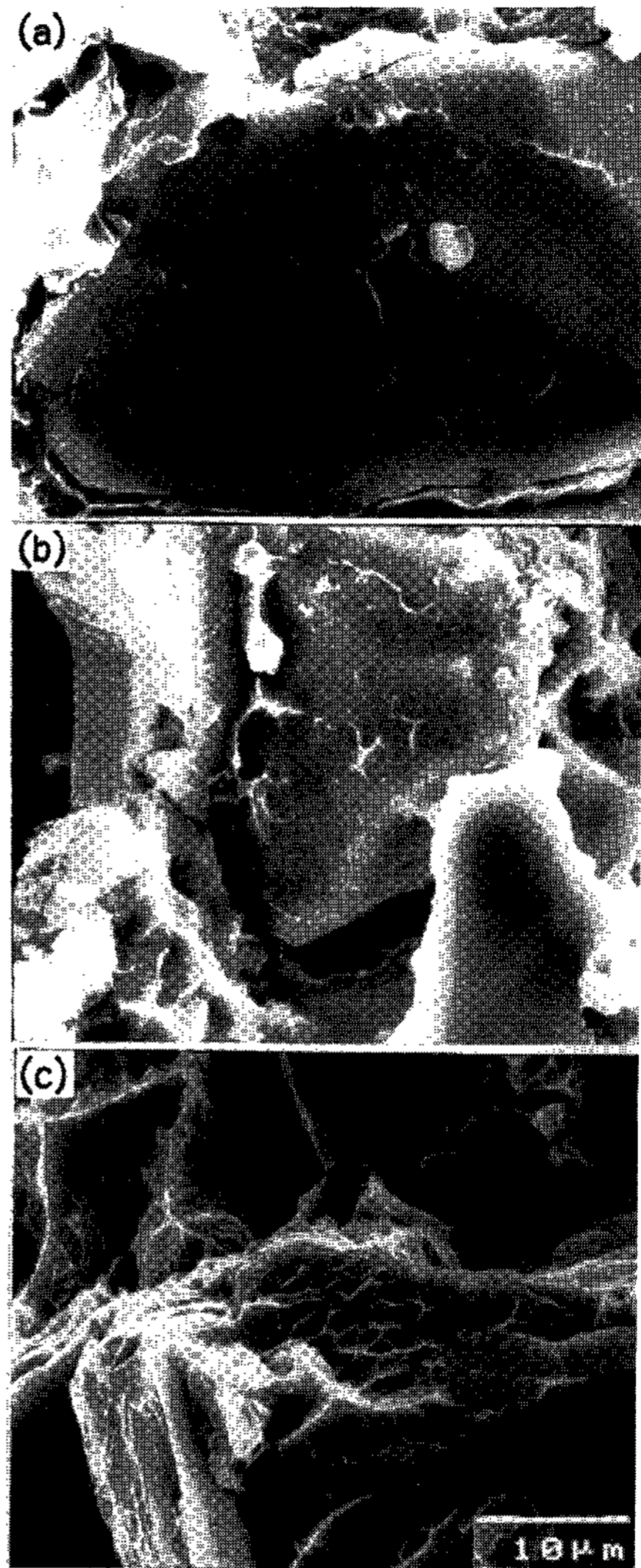


Photo 5. SEM fractograph of A356-20wt SiC composite. (a) A356-SiC. (b) A356-Cu coated SiC. (c) A356-NiP coated SiC. All specimens were heat-treated at 500°C for 720min in vacuum.

하지 못하고 계면에 잔류하고 있어 계면에서의 접합력이 약하기 때문으로 판단되며, Ni-P로 피복한 경우에는 Photo 3 (b)에 나타낸 바와 같이 계면에서 금속피복층의 확산으로 인하여 국부적이기는 하지만 계면결합의 정도가 개선되었음을 알 수 있었고, 파단면의 SiC입자를 관찰한 결과인 Photo 5에서 금속박막을 피복하지 않은 경우



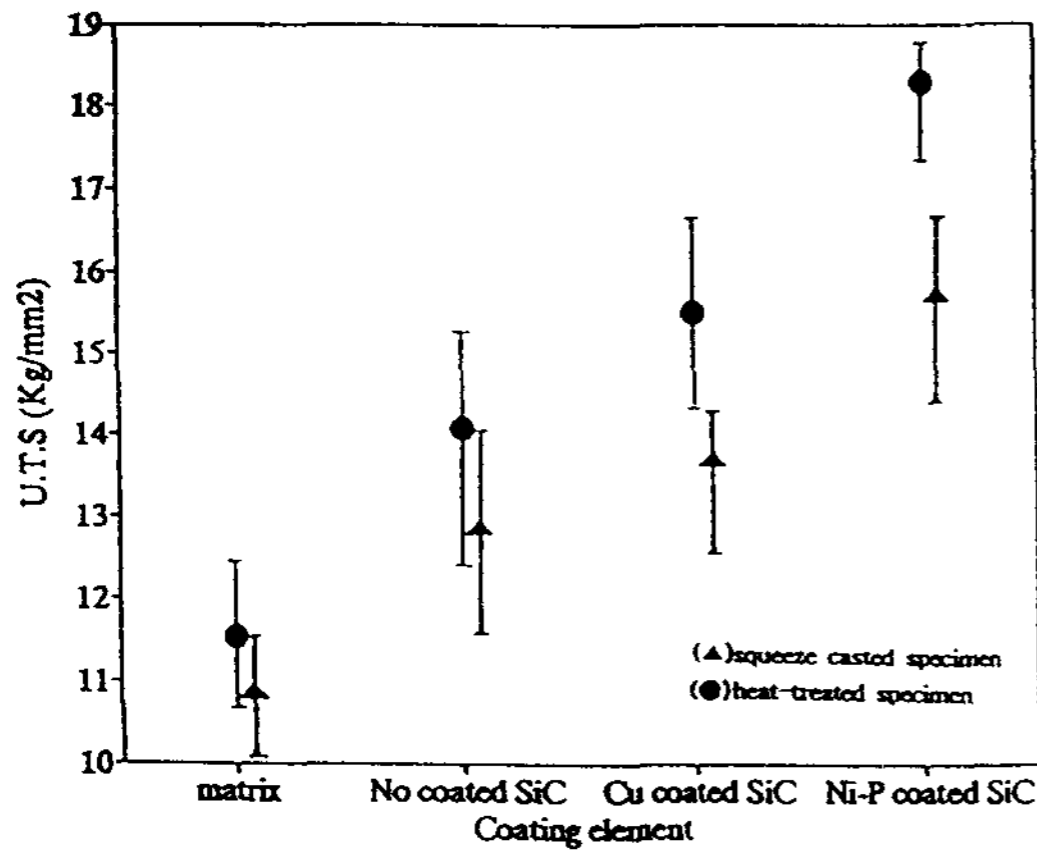


Fig. 5. Plot of ultimate tensile strength of A356-20wt%SiC composite. (a) Preform pre-heated temperature of 400°C, melt temperature of 650°C(▲), (b) Heat-treated at 500°C for 750min.(●)

(a)나 Cu금속박막을 피복한 경우(b)에 비해 SiC입자와 기지간의 결합력이 양호함을 알 수 있었다. Fig. 5 (b)는 SiC입자와 기지간의 결합력을 향상시키기 위해 용탕단조법으로 제조된 시편을 500°C 진공분위기중에서 720min 동안 열처리한 후 인장시험한 결과를 나타내었다. 일반적으로 SiC입자로 강화된 Al기지 금속기 복합재료의 기계적 성질은 계면결합의 정도나 SiC입자의 분포에 따라 좌우되므로[10] 용탕단조된 시편의 계면결합을 증가시켜 기계적성질을 증가시키기 위해 열처리를 한 결과, Cu나 Ni-P도금한 경우에는 열처리하기 전보다 약 15%의 인장강도 증가를 나타냈으며 금속 피복을 하지 않은 경우에 비해서는 Cu의 경우 13%, Ni-P의 경우에는 약 20%의 증가를 나타냈다.

4. 결 론

용탕단조법으로 A356/SiC복합재료를 제조한 후, 보강입자의 분산성과 기계적 성질을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) SiC 예비성형체를 제조한 후 용탕단조법으로 A356/SiC복합재료를 제조한 결과 SiC입자가 균일하게 분산된 복합재료를 얻을 수 있었다.
- 2) 보강입자와 기지간의 계면부위에서의 경도

가 SiC입자에 Ni-P금속박막을 피복함으로써 증가하였는데 그 이유는 입자표면의 금속박막층이 금속간화합물을 형성하였기 때문으로 판단되었다.

3) 예비성형체를 제조하여 용탕단조한 후 계면을 관찰한 결과 SiC표면에 피복된 금속박막층은 제조공정상의 빠른 응고속도로인하여 기지 내로 완전히 확산하지 못하고 계면에 잔류함을 알 수 있었다.

4) SiC입자에 Cu 및 Ni-P금속박막층을 형성한 후 계면확산을 통하여 계면결합을 증가시킨 결과 금속박막을 피복하지 않은 경우에 비해서 Cu의 경우 13%, Ni-P의 경우에는 약 20%의 인장강도 증가를 나타냈다.

후 기

본 연구는 한국과학재단 지정 재료계면공학연구센터의 연구비 지원에 의하여 수행된 연구의 일부로 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [ 1 ] P. K. Rohatgi, R. Asthana and S. Das, Int. Met. Rev., 31 (1986) 115
- [ 2 ] D. L. McDanel, Metall. Trans. 16A(1985) 4077
- [ 3 ] C. Milliere and M. Suery, Mater. Sci. and Tech., 4 (1988) 41
- [ 4 ] A. Mortensen and J. A. Cornie, Metall
- [ 5 ] T. B. Massalski, J. L. Murry, L. H. Bennett and H. Baker, ASM (1986) Ohio
- [ 6 ] J. P. Ladin et al, J. Electrochem, Soc., May (1967) 442
- [ 7 ] I. A. Aksay, C. E. Hoge and J. A. Pask, J. Phys. Chem., 18 [12], (1974) 1178
- [ 8 ] B. Derby and J. R. Walker, Scr. Met., 22 (1988) 529
- [ 9 ] Eric A Brandes, Smithells METALS Reference book(6th) 15
- [ 10 ] A. Bradal, J. of Mater. Sci. 28 (1993) 2699