

보강재에 도금된 Cu층이 Al/SiC 복합재료의 젖음성에 미치는 영향

이경구 · 조규종* · 이도재**

한려대학교 신소재공학과

*전남대학교 공과대학 자동차공학부

**전남대학교 공과대학 금속공학과

Wetting improvement of SiC/Al Metal Matrix Composite by Cu Surface Treatment

Kyung Ku Lee, Kyu Zong Cho* and Doh Jae Lee**

Department of Advanced Material Engineering, Hanlyo University

*School of Automotive Engineering, Chonnam National University

**Department of Metallurgical Engineering, Chonnam National University

(2000년 9월 15일 받음, 2001년 4월 9일 최종수정본 받음)

초 록 SiC 보강재 표면에 도금된 Cu금속층이 Al/SiC복합재료의 젖음성에 미치는 영향을 검토하였다. 보강재에 대한 금속층의 도금은 무전해도금법을 이용하였으며, Al/SiC복합재료의 제조는 텅스텐 발열체 진공로의 670°C ~ 900°C에서 제조하여 보강재와 기지간의 접촉부위를 활영하여 젖음성을 측정하였다. 젖음성 측정 결과 보강재에 도금된 Cu층은 젖음성을 향상시켰고, 젖음성의 개선은 보강재에 도금된 금속층과 기지간의 반응에 의해 계면에너지를 변화시킴으로서 나타난 결과이며, 반응을 통한 산화피막의 배제도 영향을 미친 것으로 판단된다.

Abstract Effects of coating treatment of metallic Cu film on SiC for Al/SiC composite were studied. The Copper was deposited on SiC by electroless plating method. Al/SiC composite was fabricated at temperature range of 670°C to 900°C under vacuum atmosphere. The wetting behavior of Al/SiC composite were analysed by SEM and XRD.

The coating treatment on SiC improved wettability of Al melt on SiC considerably comparing to the non coated SiC. This improved wettability seems strongly concerned to the increase of chemical reactivity between coated layer and Al matrix. The improvement of wettability of Al melt on the Cu coated SiC was closely related to in the initial stage of reaction. The metallic film played an important role in reducing the interfacial free energy and breaking down the aluminum oxide film through the reaction with Al melt. The wetting behavior of the as-received SiC with Al melt was not uniform, indicated by the contact angles from less than 90° to more than 90°.

Key words : Al/SiC composite, wetting, electroless plating

1. 서 론

복합재료는 주목받고 있는 신소재들 중 그 실용화가 빠른 시일에 이루어진 재료이다. 특히 금속기 복합재료는 기존 금속재료의 결점을 대폭 보완할 뿐만 아니라 금속재료가 갖지 못하는 전혀 새로운 기능, 즉 가벼우면서 강하고 고온에서 사용할 수 있는 이점을 지니고 있다.¹⁾ 이러한 이유 때문에 우주항공 및 첨단산업의 응용재료로서 큰 관심의 대상이 되고있고, 일부분에서는 이미 실용화되어 그 수요가 더욱 커질 것으로 기대되고 있다.^{2,3)} Al/SiC 복합재료 제조시 Al 표면의 산화피막이 젖음성을 저해하며, Al표면의 산화층 두께와 특성이 젖음성에 영향을 미치는 것으로 알려져 있다.^{4,5)} 따라서 Al과 SiC간의 적절한 계면접착을 위해서는 고온에서 장시간 유지하여야 하고, 이와 같은 장시간의 유지는 계면에 불연속 반응생성물인 Al₂O₃를 형성시켜 복합재료의 물성을 저하시키므로^{6,7)} 낮은 온도에서 젖음성을 개선시킬 수 있는 방법의 개발은 매우 중요한 과제중의 하나

이다. 기지와 강화재간의 과도한 반응을 피하면서 젖음성을 개선하기 위한 지금까지의 연구방법으로는 기지에 Mg, Ti, Li 등의 활성원소를 첨가함으로써 금속기지의 조성을 조절하여 Al표면에 형성되는 산화층을 약화시키거나^{8,9)} 탄소섬유 표면에 Ni, Ag 등을 도금하여 섬유다발에 대한 액상의 침투성을 개선시키려고 하는 방법^{10,11)} 및 섬유나 휘스커 다발에 액상을 가압주조하여 산화피막의 영향을 배제하는 방법이 연구되고 있다.¹²⁾ 이러한 연구는 Al표면에 형성된 산화피막을 첨가원소나 금속 도금층과의 반응을 통하여 파괴하거나 약화시킴으로서 복합재료의 물성이 저하되지 않는 온도에서 젖음성을 개선시키기 위한 방법으로 볼 수 있으며, SiC보강재에 금속층을 도금한 경우에 대한 연구는 극히 드물고, 젖음성을 정량화 한 사례는 찾아보기 힘들다. 탄소섬유에 금속층을 도금하여 복합재료를 제조한 경우의 연구에서 Warrior는¹³⁾ 섬유표면에 금속층이 도금됨으로서 금속층이 보강재와 기지 금속간의 반응을 지체시켜 섬유의 열화를 방지하는 역할을 하였다고 주장하고 있으며, 금속도

금층이 복합재료의 젖음성에 어떠한 영향을 미치는가에 대한 고찰은 하지 못했다.

본 연구에서는 Al/SiC 복합재료 제조시 물성을 열화시키는 과도한 반응을 일으키지 않으면서 젖음성을 개선시키기 위해 SiC섬유에 금속층을 도금시켜 젖음성을 관찰함으로써 기지의 용접부근에서 복합재료의 제조 가능성을 고찰하였다. 또한 금속도금층에 따른 정상적인 젖음성을 평가하여, 이때 얻어진 젖음각의 시간에 따른 변화를 관찰하였다. 보강재로 SiC입자를 사용한 경우에는 보강입자 표면에 SiC섬유의 도금방법과 동일하게 금속층을 도금시켜 SiC와 기지조직인 Al과 복합화 한 후, 보강입자의 분산상태 및 기지와 보강재간의 접착상태를 고찰하였다.

2. 실험방법

SiC섬유와 Al간의 정상적인 젖음성 관찰을 위해 보강재로 사용한 SiC섬유는 (AVCO Co.) 40 μ m의 탄소섬유 core에 CVD 방법으로 40~100nm크기의 columnar subgrain을 축방향으로 성장시켜 제조한 직경 140 μ m의 섬유이다. 이와 같은 SiC 섬유에 대한 금속층의 도금은 무전해 도금법 중 환원법을 이용하여 Cu를 도금시켰다. 도금을 위한 SiC 섬유는 표면의 이물질과 유기물질 제거를 위해 아세톤으로 초음파 세척한 후, HF와 HNO₃ 용액에 침지하여 표면을 거칠게 한 다음, PdCl₂로 활성화처리를 하여 사용하였다. 도금에 사용된 시약의 조성은 CuSO₄·5H₂O 0.153mol, Na₂CO₃ 0.236mol, 루셀염 0.142mol이며, pH조절제로 NaOH 1mol을, 환원제로 HCHO를 사용하여 24 $^{\circ}$ C의 반응온도에서 1~5 μ m/hr로 도금시켰다. Cu도금중 pH에 따른 자기분해를 방지하고 석출속도를 일정하게 하기 위해 NaOH로 pH를 항상 11.5~12.5 정도로 유지시켰고, 금속층이 도금된 SiC섬유는 알코올로 초음파 세척하여 이물질을 제거하였다. 이와 같이 준비된 SiC섬유는 그림 1과 같이 수직으로 알루미늄에 직경 1mm의 구멍을 뚫어 그 사이에 끼웠으며, SiC와 Al 사이의 응력에 따른 섬유의 밀려남을 방지하기 위해 SiC 섬유의 하부를 알루미늄 분말에 고정하였다. 준비된 시편의 열처리기는 고진공 열처리로 (Centorr Co., 미국)를 이용하여 3 $\times 10^{-6}$ torr의 진공 분위기 중에서 열처리온도는 알루미늄 용융온도 직상인 670 $^{\circ}$ C로 하였으며, 유지시간을 달리하여 이에 따른 젖음거동을 관찰하였다. 진공로의 온도 보정은 외부에서 시편이 위치한 곳에 온도계를 삽입하여 기록계로 기록한 후 노에 부착된 온도계와 상호 비교하였으며, 정확성을 기하기 위하여 4N급의 Al(mp: 667 $^{\circ}$ C), Ag(mp: 962 $^{\circ}$ C) 및 Cu(mp: 1084 $^{\circ}$ C) 등의 순금속을 시편이 장입될 위치에 놓고 1 $^{\circ}$ C/min. 속도로 승온하면서 육안으로 순금속이 용해될 때의 온도를 그 금속의 용융점으로 간주하여 상호 비교하였다.

Al/SiC 복합재료 제조시 입자에 형성된 도금층이 젖음거동에 어떠한 영향을 나타내는가를 알아보기 위해 SiC입자에 섬유를 도금하는 방식과 마찬가지로 Cu를 도금하여 Al과 복합화 하였다. 젖음거동의 관찰은 그림 2와 같이 알루미늄 도가니의 하부에 디스크 상의 Al을, 그 위에 약

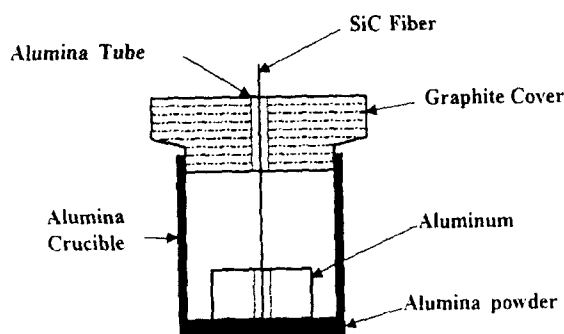


Fig. 1. Schematic drawing of sample holder for model experiment.

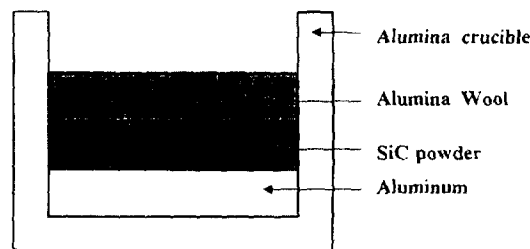


Fig. 2. Schematic drawing of sample holder for fabricate Al/SiC composite to see wetting behavior.

20g의 도금된 SiC입자를 장입한 후에 열처리를 실시하였다. 준비된 시료의 열처리는 5 $\times 10^{-6}$ torr의 진공 분위기 중 열처리온도를 670 $^{\circ}$ C, 900 $^{\circ}$ C로 하였으며 열처리시간은 10분으로 하였다. 이와 같은 방법에 의해 제조된 시편은 그 단면을 절단하여 연마한 후 광학현미경을 통하여 SiC입자와 Al간의 접착 상태를 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 3은 SiC 섬유 (a)에 Cu (b)를 무전해도금법으로 도금한 후 670 $^{\circ}$ C, 진공분위기에서 10분간 유지하여 열처리한 섬유를 XRD로 분석한 결과이다. 그림에서 SiC 섬유는 입방정계의 결정구조를 가지고 있으며, (111) 면에서 peak 강도가 특히 크게 나타난 것으로 보아 화학증착법으로 제조된 SiC 섬유는 일반적으로 성장 방향성이 뚜렷하다는 것을 확인할 수 있다. 그림 3 (b)는 SiC 섬유에 Cu를 무전해도금법으로 도금시켜 열처리한 후 XRD 분석한 결과로 SiC에 대한 peak 외에 \circ 로 표시한 새로운 peak이 나타나고 있음을 알 수 있다. 새로운 peak의 분석을 위해 Cu와 해리원소인 C, Si간의 평형상태도를 분석한 결과, 열처리온도 이하에서 Si만이 Cu와 반응물을 생성할 수 있음을 확인하였으며, SiC 섬유 표면의 해리원소 중 Si와 Cu가 반응된 copper silicide로 판단된다.

Al의 용점보다 낮은 온도에서 기지조성과 계면반응을 일으키는 Cu의 금속층을 SiC 섬유 표면에 도금시켜, 도금층과 Al이 670 $^{\circ}$ C 부근 온도에서 계면반응이 일어나도록 조절함으로써 Al과 SiC와의 젖음성을 개선하고자 하였다. 젖음성은 섬유와 Al의 경계에서 액상극을 변화로서 나타날 것이므로 섬유와 Al과의 경계부위를 SEM 사진을 찍어 젖음각을 측정하였다. 접촉각을 측정하기 위해서는 기지가 액상

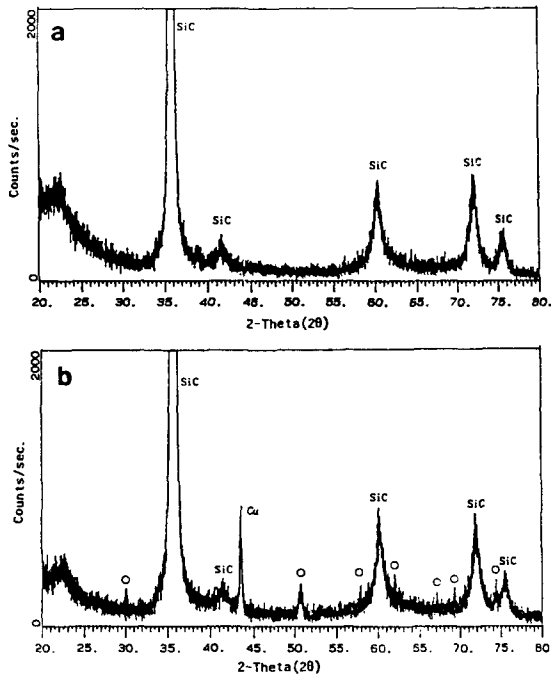


Fig. 3. XRD analysis of SiC(a) and Cu coated SiC(b). The SiC fibers were heat-treated at 670°C for 10min. in vacuum.

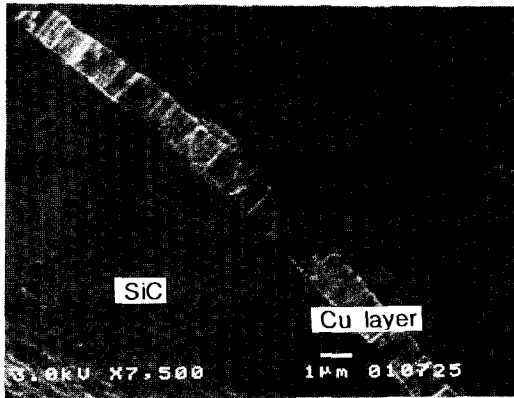


Fig. 4. The transverse section of Cu coated SiC fiber.(coating thickness : 1.2µm)

일 때 젖음이 진행되는 과정을 관찰하여야 하나, 본 실험에서는 열처리 후 냉각된 시편의 접촉각을 측정하였다. 이와 같은 방법으로의 접촉각 측정은 응고시 액상의 수축 등으로 기지가 액상일 때의 젖음각과는 다른거동을 나타낼 것으로 예상되나 실험에서 얻어진 접촉각은 도금층에 따른 젖음성의 상대적인 비교를 위한 자료로 사용되기 때문에 무리가 없을 것으로 판단된다.

그림 4는 도금층과 SiC섬유와의 부착성 및 Cu층이 도금된 도금층의 두께를 알아보기 위해 금속층이 도금된 섬유를 액체질소에 침지한 후 파단 시켜 섬유의 파면을 관찰한 것으로 도금층의 두께는 약 1.2µm였다. 그림에서 섬유와 도금층의 분리가 나타나지 않은 것으로 보아 도금층과 섬유와의 부착성은 양호한 것을 알 수 있으며, 실제 복합재료 제조시, 섬유를 취급할 때에도 금속층이 섬유로부터 분리되는 현상은 나타나지 않았다. 도금시간을 장시간으로 하여 도금

층이 2µm를 벗어나게 되면 도금층의 두께가 불균일하고 부착성도 불량하였으며, 이와 같은 불균일한 도금층은 복합재료 제조시 불균일한 계면반응을 초래하므로 물성에 영향을 끼칠 것이라 판단된다.

그림 5는 SiC섬유를 Al과 복합화 시키기 위해 그림 1과 같이 장입하고 670°C, 진공 분위기 중에서 10분, 60분간 유지한 후, Al과 SiC의 경계부를 관찰한 주사전자현미경 사진이다. 그림에 나타난바와 같이 도금에 의해 섬유와 기지의 접촉면에서 나타나는 젖음 형태가 다르게 나타남을 알 수 있다. 섬유에 도금층이 없는 그림 5(a)의 경우 섬유와 기지와의 접촉부위는 모세관내림의 형태로 젖음각은 평균 130도 임을 알 수 있는데, 이는 670°C에서 젖음각이 90° 이상이라는 Laurent의 연구결과¹⁵⁾와 유사함을 알 수 있다. Warren은¹⁶⁾ Al의 산화피막이 기지와 보강재간의 계면반응에 의해 사라지거나 산화피막의 상변화, 알루미늄과 산화피막의 열팽창계수 차이 등 응력에 의하여 산화피막이 깨져야만 젖음성이 개선된다고 하였으며, Brennan은¹⁷⁾ Al/SiC 복합재료의 경우 계면에서의 젖음은 900°C 이상에서 장시간 유지시켜야만 젖음각이 90° 이하로 저하된다고 하였다. 그러나 고온에서의 장시간 유지는 계면반응에 의해 Al₄C₃와 같은 화합물을 생성시키고 이러한 화합물은 SiC섬유 내로 불연속적인 성장형태를 가지므로, 열 팽창계수 등의 차이에 의하여 응력집중 현상이 초래됨으로서 강화재의 파괴가 유발되어 복합재료의 물성을 저하시키는 결과를 가져온다.¹⁸⁾ 또한 Al₄C₃ 화합물은 공기중의 수분과 반응하여 Al₄C₃+12H₂O = 4Al(OH)₃+3CH₄의 가수 분해 반응을 일으키기 때문에 화합물이 생성되지 않는 온도인 기지의 응점부근에서 젖음성을 개선시킬 수 있는 방법이 모색되어야 한다. SiC표면에 Cu의 금속층을 도금시킨 후 Al과 복합화시킨 그림 5(c)를 보면, 젖음각이 90도 이하로 그림 5(a)에 비해 젖음성의 개선이 나타났음을 알 수 있다. 열처리 중 금속층이 도금된 SiC섬유와 기지사이에서는 계면반응이 진행되는 비평형상태로 계면에서는 계가 평형을 이루기 위한 화학반응이 일어난다. 금속층을 섬유에 도금하여 Al과 복합화 할 경우 젖음성의 개선이 나타나는 것은 열처리온도에서 도금층과 Al과의 반응에 의하여 반응전에 이루어졌던 계면에너지의 균형이 깨어지고 계가 새로운 계면에너지의 평형을 향해 이동하면서 젖음각이 감소한 것으로 판단된다. 기지조성인 Al표면에는 산화피막이 존재하여 금속 도금층과의 반응을 저해할 것으로 예상되나 계면반응이 진행된 이유는 산화피막 자체가 기공 등의 결함을 지니고 있어¹⁹⁾ 이러한 결함을 통하여 계면반응이 진행된 것으로 판단된다. Al/SiC 복합재료 제조시 젖음각을 90° 이하로 낮추기 위해서는 900°C 이상에서 장시간 유지하여야 한다는 것이 지금까지의 연구 결과였으나^{16,17)} SiC섬유에 기지조성과 계면반응을 일으킬 수 있는 금속층을 도금시킴으로서 기지금속의 액상온도에서 젖음성을 개선시킬 수 있음을 확인하였다. 또한 복합재료 제조온도를 낮춤으로서 보강재의 손상을 억제시키면서 젖음성을 개선시킬 수 있기 때문에 물성에도 좋을 것이라 판단된다. 그림 5(d)는 그림 5(c)와 동일한 조건의

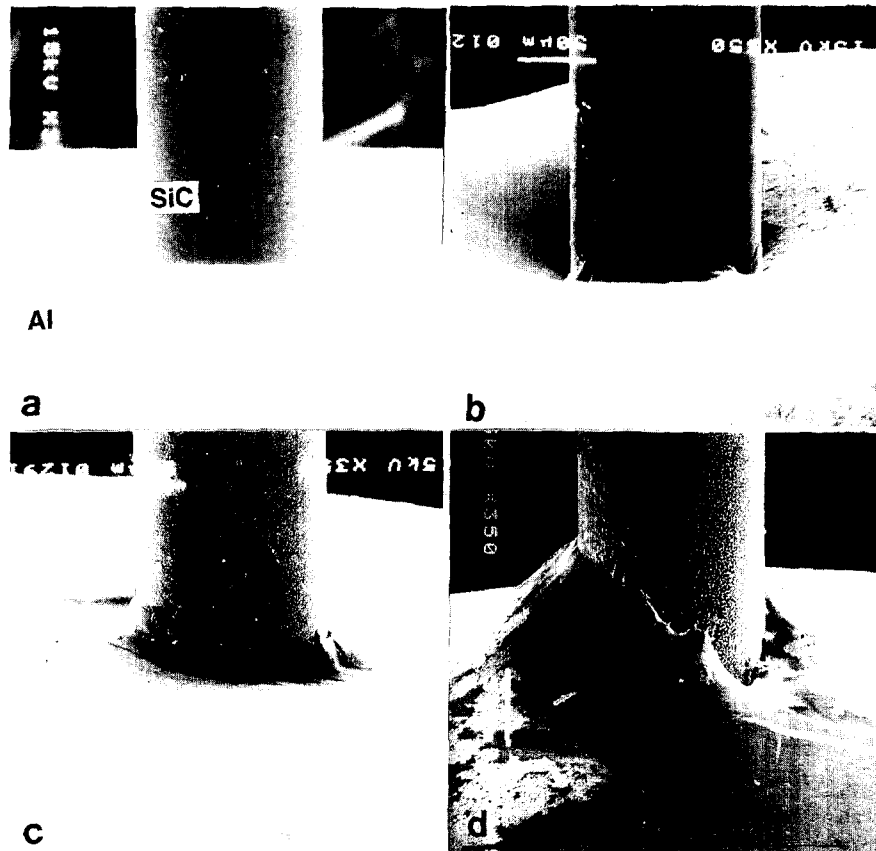


Fig. 5. SEM micrographs of contact region of Al/SiC(a, b) and Al/Cu coated SiC composite(c, d). All specimens were heat-treated at 670°C for 10min(a, c) and 60min(b, d) in vacuum.

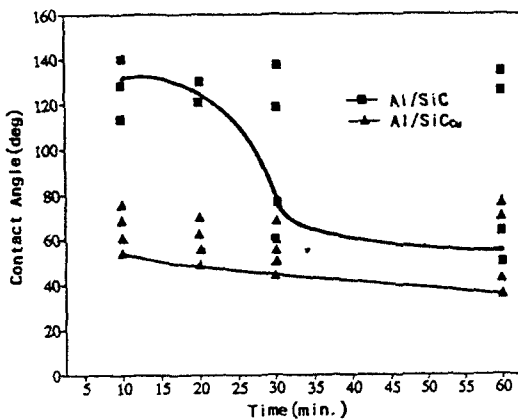


Fig. 6. The variation of contact angle of Al with holding time on SiC and Cu coated SiC heated to 670°C in vacuum.

시료를 진공분위기중에서 60분간 열처리 한 경우로 열처리 시간의 증가에 따라 알루미늄 용융체가 평형을 이루고 있음을 알 수 있으며, Al이 섬유표면의 Cu도금층과 계면반응을 통하여 젖음이 진행됨을 알 수 있다.

그림 6은 열처리온도 670°C에서 유지시간을 달리하여 열처리한 후 보강재의 도금유무에 따른 젖음각을 나타낸 그림이다. 젖음각은 섬유를 고상으로 하고, Al을 액상으로 하여 사진상의 각을 직접 측정하였으며, 금속층을 도금하지 않은 경우에는 Shimbo의 보고²⁰⁾와 마찬가지로 열처리시간

초기에 90도 이상의 높은 젖음각을 나타내며 유지시간이 30분일때 천이구간을 나타내며 90도 이하로 저하됨을 알 수 있다. Cu를 도금한 경우에는 금속층과 기지가 Al의 용융온도에서 계면반응이 진행되기 때문에 젖음각이 80도 이하로 개선되었으며, 계면반응을 통한 산화피막의 배제로 천이구간이 나타나지 않은 것으로 판단된다. 그림에서 금속층을 도금하지 않았을 경우에는 Laurent의 연구결과¹⁵⁾와 마찬가지로 천이구간이 나타나는데, 이러한 천이구간은 기지 표면의 산화물 생성과 붕괴에 따른 것으로 보고되고 있다. Weirauch는²¹⁾ 900°C 이상에서 Al 표면의 산화층은 깨지면서 Al액상에 녹아 들어간다고 하였으며, 이와 같은 원인으로 계면에서 산화층이 배제됨으로서 젖음성의 개선, 즉 천이구간이 나타나는 것으로 알려져 있으나 본 연구에서는 젖음각이 90도 이하로 낮아진 부분이 섬유와 접하고 있는 부분에서 균일하게 나타나는 것이 아니라 그림 6(b)와 같이 국부적으로 SiC와의 젖음각이 90도 이하인 곳이 나타나고 있다. Nutt에 따르면²²⁾ 670°C에서 젖음각이 90도 이하로 나타나는 것은 Al과 섬유표면의 해리원소인 탄소의 계면반응에 의해 알루미늄 탄화물이 불균일 하게 생성되면서 젖음성이 개선된 것이라고 하였다. 그러나 이러한 알루미늄 탄화물은 SiC섬유 내부로 불연속적으로 성장하여 섬유의 물성을 저하시키는 것으로 알려져 있기 때문에¹⁸⁾ 이러한 방법으로서의 젖음성 향상은 부적절한 것으로 판단된다. 보강재 표면에 금속층을 도금하여 열처리 한 경우에는 금속층이 도

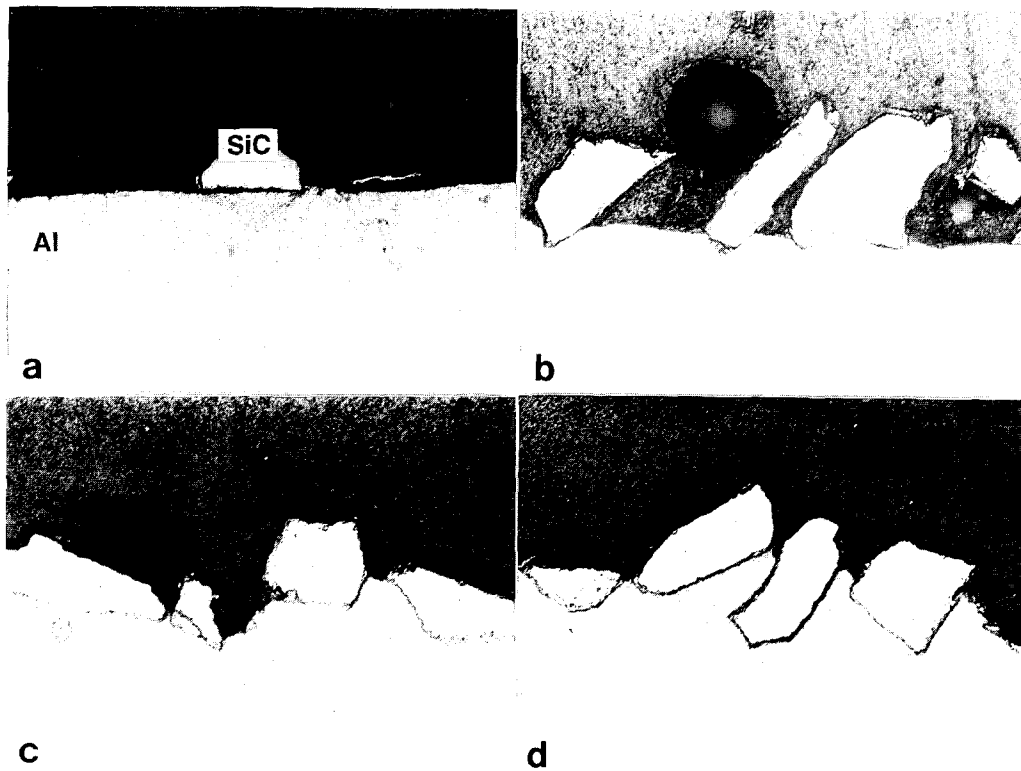


Fig. 7. Optical micrographs of cross-sectional area of Al/SiC composite showing different wetting behavior with coating treatment. The samples without coated(a, b) and Cu coated SiC powders(c, d) were heated to 670°C (a, c) and 900°C (b, d), and held for 10 minutes under vacuum.

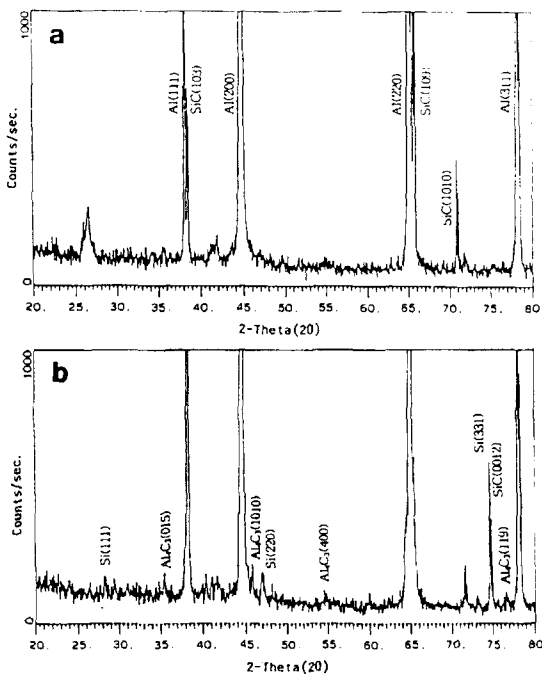


Fig. 8. Result of XRD analysis of Al/Cu coated SiC composite. The specimen was composed by heating up to 670°C and held for 10min(a) and 900°C for 10min(b).

금되지 않은 경우와는 달리 기지의 용점에 이르면 젖음각이 80도 이하로 개선됨을 알 수 있다. 상기의 결과로부터 보강재인 SiC섬유에 금속층을 도금시킴으로서 짧은 유지시간에

도 젖음성을 개선시킬 수 있음을 알 수 있으며, 이와 같은 젖음성의 개선은 금속층과 기지간의 계면반응에 따른 효과로 판단된다.

그림 7은 보강재에 대한 금속 도금층의 효과가 입자 강화 복합재료에 미치는 영향을 알아보기 위해 실험방법에서 전술한 그림 2와 같이 Al덩어리 위에 SiC입자를 올려 놓은 상태로 670°C와 900°C에서 10분간 가열하여 금속도금층에 따른 Al액상의 침투성을 관찰한 사진이다. 금속층을 도금하지 않은 (a)의 경우에는 SiC입자의 대부분이 Al과 접촉하지 못하고 분리되었으며, 접촉하고 있다 하더라도 시료를 취급하는 과정에서 SiC입자가 Al기체로부터 쉽게 떨어져 나가 그 접착력은 미약함을 알 수 있었다. 이와 같이 기지 조성인 Al과 SiC 입자간의 접촉이 약한 이유는 Al 표면의 산화피막이 젖음성을 저해하기 때문이며, 기지와 보강재 간의 계면반응이 진행되어야 젖음성 개선이 나타날 것으로 예상되었다. 그림 7(a)에서 열처리온도가 Al의 용점이상이기 때문에 Al덩어리는 액상이 되면서 구형이 되어야 하나 기지가 원래 장입된 상태로 편평하게 나타난 이유는 기지가 용해되었다 하더라도 Al표면의 산화피막이 액상의 유동을 방해하기 때문이다. Cu를 도금한 그림 7(c)에서는 SiC표면에 도금된 금속층이 젖음성을 향상시켜 Al이 SiC입자간에 반응이 일어났음을 알 수 있다. 그림 7(a)에서는 Al의 산화피막에 따른 반응 억제로 Al표면이 초기 장입된 편평한 디스크상의 형태를 그대로 유지하고 있으며, Cu가 도금된 경우에는 Al표면이 불규칙형태를 나타내 산화피막이 배

제되고 반응이 진행 하였음을 알 수 있다. 이와 같은 젖음성의 개선은 열처리온도 이하에서 SiC표면에 형성된 Cu와 기지간의 계면반응으로 인하여 젖음성이 개선되기 때문으로 판단되며, 시료를 분리하는 과정에서도 SiC입자가 기지로부터 분리되지 않아 강한 결합을 이루고 있음을 알 수 있다. 이와 같이 SiC에 대한 Al의 젖음성은 좋지 않았지만, 표면에 특정물질을 입힘으로서 젖음성이 개선됨을 알 수 있었다. Cu를 도금한 경우 젖음성의 개선이 나타나는 것은 열처리온도에서 기지조성은 액상으로 되어 Cu도금층과 전면접촉을 하게 되므로 기지조성과 Cu도금층의 계면에서는 Cu/Al 평형 상태도상에서와 같이 기지액상과 금속 도금층간의 상호확산에 의한 계면반응이 계면에너지를 감소시키기 때문에 화학반응에 따른 계면에너지 변화가 젖음에 대한 구동력으로 작용하여 젖음성이 향상된 것으로 판단된다.

그림 7 (b, d)는 900°C에서 10분간 유지한 경우로 열처리온도가 증가함에 따라 금속층을 도금하지 않은 경우에도 SiC입자와 기지간에 접합이 개선되었음을 알 수 있으며, Cu를 입힌 경우에는 기지조성과 SiC입자의 접하는 부위가 증가하였음을 알 수 있다. 이와 같이 열처리 온도가 증가할 경우, 젖음성의 개선이 나타나는 것은 보강재에 도금된 금속이 기지에 완전히 용해되고 보강재와 기지간의 반응이 진행함에 따라 고상과 액상의 계면에너지가 저하되기 때문이며, 보강재와 반응에 의해 입자가 열화되기 때문에 이 온도에서의 복합재료 제조는 물성에 좋지 않은 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 그림에서 Cu도금을 하지 않은 그림 7 (b)에서도 젖음성의 개선이 나타나는 것은 열처리 온도가 900°C 이상이 되면 Al 표면의 산화층이 깨지면서 Al액상에 녹아 들어가기 때문에²¹⁾ 산화피막의 배제로 젖음성이 개선된 것으로 판단된다.

그림 8은 제조된 복합재료의 Al과 SiC간의 반응생성물을 확인하기 위하여 SiC입자에 Cu를 도금시킨 보강재와 Al을 670°C, 900°C에서 10분간 유지시켜 복합화 한 시편을 XRD로 분석한 결과이다. 열처리온도가 670°C인 경우에는 그림 8(a)에서 계면반응에 따른 반응생성물은 나타나지 않고 기지와 보강입자의 성분인 Al과 SiC가 검출되었으며, 금속도금층의 성분인 Cu도 검출되지 않았다. 열처리온도가 900°C인 경우에는 그림 8(a)에 나타난 성분 외에 Si와 Al₄C₃가 나타남을 알 수 있는데 상기의 결과로부터 열처리온도 670°C에서 10분간 유지할 경우에는 계면반응에 따른 화합물이 나타나지 않으며, SiC와 기지간에 반응이 미미하거나 일어나지 않았음을 추측할 수 있으며, 열처리온도가 상승함에 따라 기지조성과 보강 입자간의 접촉으로 인하여 상호반응에 따른 반응생성물이 생성됨을 알 수 있다. 기지의 용접이상의 온도에서 Al과 SiC입자는 SiC→(Si) 또는 Si+(C) 또는 C [(Si), (C) : Al액상 중에 분해되어 있는 상태, Si, C : Al액상에 용해되어 있는 상태]의 분해 용해반응을 거치게 된다.²³⁾ 따라서 열처리온도가 900°C로 상승하면 SiC입자의 분해 용해반응은 가속화되며, 반응으로 생긴 Si와 C는 Al 기지로 용해되어 기지중의 Si가 증가할 것이다. XRD분석 결과 Si성분이 나타난 것은 Si에 대

한 Al의 고용도가 상온에서 거의 없기 때문이며, Al중에 용해된 C는 4Al + 3C → Al₄C₃ 반응을 거쳐 취약한 금속간 화합물을 형성한 것으로 생각된다.²⁴⁾

4. 결 론

SiC에 Cu의 금속층을 도금하여 Al과 복합화 한 후 젖음성을 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) SiC에 대한 Al의 젖음성은 좋지 않았지만 Cu를 도금함으로써 젖음각이 80도 이하로 젖음성이 현저하게 증가하였다.
- 2) 금속 도금층에 따른 젖음거동은 열처리시간이 증가하여도 젖음성의 개선이 지속적으로 나타났다.
- 3) 금속도금 처리에 따른 젖음성 개선은 도금층과 기지 성분인 Al과의 반응성이 SiC와의 경우보다 크기 때문에 쉽게 반응하며, 이 과정에 따른 액상 Al표면의 산화피막의 파괴, 계면에너지 변화에 기인한 것으로 분석되었다.

감사의 글

이 논문은 2000년도 전남대학교 두뇌한국21 지역대학육성분야사업에 의하여 지원되었습니다.

참 고 문 헌

1. T.Suganuma and A.Tanaka, Tetsu-to Hagane, **75**, 1790 (1989).
2. P.Rohati, Modern Casting, **4**, 47 (1988).
3. A.Okura, J. Jap. Compos. Mater. Soc., **11**, 204 (1985).
4. M.Shimbo, M.Naka and I.Okamoto, J. Mater. Sci. Lett., **8**, 663 (1989).
5. J.J.Brennan and J.A.Pask, J. Am. Ceram. Soc., **10**, 596 (1963).
6. D.J.Lee, M.D.Vaudin, C.A.Handwerker and U.R. Kattner, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **120**, 357 (1988).
7. S.R.Nutt, in "Interface in Metal Matrix Composite" (ed. by A.K.Dhingra and S.C.Fishman), The Metal. Soc. of AIME, 157 (1986).
8. A.Miyase and K.Oiekarski, Mat. Sci., **16**, 251 (1981).
9. Y.Kimura, J. of Mat. Sci., **19**, 3107 (1984).
10. S.Abraham, B.C.Pai and K.G.Satyanarayana, J. of mater. Sci., **27**, 3479 (1992).
11. S.Abraham, B.C.Pai, K.G.Satyanarayana and V.K. Vaidyan, J. of mater. Sci., **25**, 2839 (1990).
12. E.Nakada, Y.Kakawa and H.Tera, J. Jpn. Soc. Compo. Met., **3**, 115 (1983).
13. S.G.Warrier, C.A.Blue and R.Y.Lin, J. of Mater. Sci. **28**, 760 (1993).
14. J.P.Ladin et al., J. Electrochem. Soc., May, 442 (1967).

15. V.Laurent, D.Chatain and N.Eustathopoulos, *J. Mater. Sci.*, **22**, 4 (1987).
16. R.Warren and C.H.Anderson, *Composite*, **15**, 101 (1983).
17. J.J.Brennan and J.A.Pask, *J. Amer. Ceram. Soc.*, **51**, 569 (1968).
18. T.Iseki, T.Kameda and T.Maruyama, *J. Mater. Sci.*, **19**, 1692 (1984).
19. A.Scherer, O.T.Inal and R.B.Pettit, *J. Mater. Sci.*, **23**, 1934 (1988).
20. M.Shimbo, M.Naka and I.Okamoto, *J.Mater.Sci. Lett.*, **8**, 663 (1089).
21. D.A.Weirauch,Jr., *J. Mater. Res.*, **3**, 729 (1988).
22. S.R.Nutt and F.E.Waener, *J. Mater, Sci.*, **20**, 1953 (1985).
23. L.F.Mondolfo, *Aluminum Alloys : Structure and Properties*, Butterworths, London, 311 (1976).
24. S.D.Peteves and P.Tambuysen, *J. Mater. Sci.*, **25**, 3766 (1990).