

고액공존영역에서 A2014/SiCp 금속복합재료의 계면반응

박성배, 이재철, 이호인

한국과학기술연구원 금속공정연구센터

Interfacial reaction of A2014/SiCp in semisolid forming

S.B. Park, J.C. Lee and H.I. Lee

Centre for Metal Processing, KIST, Seoul, Korea

1. 서론

여러 가지방법으로 제조된 SiC/Al 금속복합재료에대한 연구가 오래전부터 진행되어왔다. SiC/Al 금속복합재료는 우수한 내마모성뿐만 아니라 높은 탄성계수와 인장강도를 가진다. 특히 탄성계수의 경우 강화재인 SiC 첨가에 따라 선형적으로 증가됨이 보고되고 있다. 이러한 복합재료의 우수한 기계적, 물리적 성질은 외부 하중 작용시 계면을 통하여 모재로부터 강화재로 하중이 전달되는 현상에 기인된다¹⁾. 따라서 SiC/Al 금속복합재료에서 나타나는 계면현상의 규명은 재료의 특성향상이라는 관점에서 뿐만 아니라 사용목적에 맞는 계면결합력을 얻기 위한 적절한 제조조건의 확립을 위해서도 그 의미가 크다. 이제까지 수행된 이론적, 실험적 연구에 따르면 SiC는 아래의 식 (1)과 같이 Al과 반응하여 Al₄C₃와 Si를 형성시킨다.



위 반응은 SiC/Al 금속복합재료의 성질에 몇가지 바람직하지 못한 영향을 주는 것으로 알려져있다. 1) 계면반응으로인해 강화재인 SiC자체도 심하게 열화되므로 복합재료의 물리적, 기계적 성질을 저하시킨다. 2) 계면반응 생성물 Al₄C₃는 메탄올, 염산, 물과 같은 분위기에서 불안정하기 때문에 복합재료가 주위환경에 민감할 수 있다.^{2),3)} 3) 또한 계면반응 생성물 중 하나인 Si는 계면과 입계에 Al-Si 공정조직을 형성시키므로 복합재료의 기계적 성질 변화를 가져올 수 있다. 그러므로 SiC/Al 금속복합재료 제조시 어떻게 하면 계면반응 생성물의 생성을 억제할 수 있을까 하는 문제가 최근까지 중요한 연구대상이 되어왔다. 이러한 문제를 해결할 수 있는 몇 가지 방법 중 일반적으로 적용되는 두 가지 방법은 1) 모재인 Al에 Si을 첨가하는 방법⁴⁾⁻⁷⁾과 2) SiC를 인위적으로 산화시켜서 SiC표면에 SiO₂층을 형성시키는 방법⁷⁾⁻⁹⁾이다. 이 두 가지 방법의 공통점은 Al내에 Si을 일정량 함유시켜 Al의 활동도를 감소시키고 Si의 활동도를 증가시켜 Al합금이 SiC와 반응하지 못하도록 하거나 억제시키는 것이다.

이러한 방법의 상업적인 예로서 킴포캐스팅에 의한 주조용 SiC/Al 금속복합재료의 제조를 들 수 있다. 킴포캐스팅은 비교적 간단하면서 경제적인 SiC/Al 금속복합재료 제조법으로 알려져 왔다. 그러나 이 방법은 제조시 고온에서 오랫동안 유지하여도 SiC가 분해되지않는 특정한 합금에만 적용될 수 있다. 그러므로 A2014/SiC_p 금속복합재료와 같이 전신재 Al을 모재로 사용한 복합재료의 킴포캐스팅은 낮은 Si함량 때문에 근본적으

로 불가능하다. 그러나 식 (1)에서 주어진 계면반응을 고려한다면 적당한 제조 기술을 사용해서 유해한 계면반응 생성물이 없는 A2014/SiC_p 금속복합재료를 생산하는 것도 가능할 수 있다. 즉 복합재료내에 일정량의 Si를 첨가시키므로 계면반응을 억제시킬 수 있다. 그러면 Al내에 Si이 어느정도 함유되면 Al₄C₃가 생성되지 않을까 하는 의문이 제기될 수 있다. 여기에 대한 답은 실험을 통해 어느 정도 제시되어 있어^{4)~6)} SiC/Al 금속복합재료 제조시 Al₄C₃가 생성되지 않도록, 하기 위해 모재내에 존재해야 할 Si 농도, 즉 평형 Si 조성값을 대략 결정할 수 있다. 또한 이론적으로 접근하여 계산된 평형 Si 조성도 몇몇 문헌에 보고되고 있다.^{7)~14)} 그러나 문헌상에 발표된 계산 및 실험값은 연구자에 따라 상당히 심한 차이를 나타내고 있다. 또한 기존의 연구는 모재의 액상 영역에서의 계면반응만을 고려하였을 뿐 고상 및 고액공존 영역에서의 반응에 대해서는 언급하지 않았고 Al-Si 이원계 합금에 국한되어 있기 때문에 SiC_p/전신재Al 금속복합재료의 열처리 및 반응고 가공시의 계면반응에 대한 연구가 요구되어지고 있다. 본 연구에서는 비교적 오래전부터 개발되어 항공기 부품과 자동차 부품등에 광범위하게 사용되고 있으며 열처리에 의한 시효 경화성이 우수한 전신재 A2014 합금을 모재로 사용한 A2014/SiC_p 금속복합재료에서 일어나는 계면반응을 관찰하고 계면반응을 억제시킬 수 있는 평형 Si조성을 실험적으로 정량화하여 반응고 가공용 A2014/SiC_p 금속복합재료에 대한 기초자료를 제공코자 한다.

2. 실험방법

2-1. 복합재료 제조

본 연구에서는 A2014/SiC_p 금속복합재료를 25mm의 내경과 100mm의 높이의 금형에 SiC분말을 약 35mm높이로 장입하여 625℃로 10분간 예열한 후 유압프레스에 장착하여 약 750℃의 용융된 A2014 합금을 300MPa의 압력으로 가압 침투시켜 제조하였다. 복합재료의 제조에서 야기되는 계면반응을 최소화 시키기 위해 10초 이내에 제조를 완료하였고 즉시 수냉하였다. 강화제로 사용된 SiC 분말의 대부분은 조밀육방결정구조를 가진 α-SiC(6H)이고 소량의 면심입방결정구조를 가진 β-SiC(3C)가 섞여있으며 SiC 분말의 평균 크기는 20 μm이다. 표1에 모재로 사용된 A2014합금의 화학적 조성을 실었다.

2-2. 계면반응 생성물의 관찰

광학현미경과 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 계면반응 생성물을 관찰하였다. 분석에 필요한 복합재료는 1mm x 5mm x 20mm 크기로 절단한 후 Al₂O₃ 보트에 넣어 원통형 전기로에서 인위적으로 계면반응을 촉진시켰다. 이때 계면반응 온도를 정확히 측정하기 위해 시편에 열전대(K-type)를 접촉시켜 계면반응 온도를 측정하였다. SiC표면에 생성되는 계면반응 생성물을 주사전자현미경으로 관찰하기 위하여 전해추출법을 사용하였다. 즉 시편을 Fig. 1과 같이 33 vol.% HNO₃ + 67 vol.% H₂O 전해액속에 7 DC volt의 전압과 16 amp의 전류를 이용하여 전도체인 Al만 전해액 속에 해리시켰다. 이때 전해추출 부산물이 SiC표면을 오염시키는 것을 방지하기 위해 전해액 온도를 얼음욕조와 메탄올을 이용하여 5℃미만으로 유지하였다. 또한 계면반응 생성물인 Al₄C₃는 전해추출

중 분해되기 쉬우므로 전해추출 시간을 30초 미만으로 제한하였다. 이와 같이 준비된 시편은 주사전자현미경(Hitachi S-4200)을 이용하여 15kV의 가속 전압으로 계면반응 생성물을 관찰하였다.

2-3. 계면반응 생성물의 상분석

계면반응 생성물의 상분석을 위하여 X-선 회절분석을 실시하였다. 그러나 복합재료내의 계면반응 생성물의 크기와 부피 분율은 상대적으로 매우 작기 때문에 계면반응 생성물에 의한 회절강도는 매우 작아지고 정확한 상분석은 매우 힘들게 된다. 이러한 분석의 어려움을 극복하기 위해 X-선 조사 속도를 매우 느리게(0.02° per 5sec.) 하였고 모재인 A2014 합금이나 SiC의 회절에 의해 상쇄될 우려가 있기 때문에 2θ 는 27° ~ 33°의 제한된 구역에서 분석을 실시하였다. 이때 X-선은 Cu-K α 특성선을 사용하였다. 또한 상대적인 강도 비교를 위하여 시편은 10mm x 10mm의 균일한 크기로 절단하여 사용하였다. X-선 회절분석으로 예견되는 계면반응 생성물을 계면반응 생성물의 형상과 직접 연관시키기 위해 Auger 전자 스펙트럼(PHI-670) 분석을 실시하였다. 이때 시편은 주사전자현미경 분석과 동일한 방법(전해추출법)으로 준비하였고 10kV의 가속전압을 사용하였다.

2-4. Si 조성의 측정

A2014/SiC_p 금속복합재료에서 계면반응에 의해 생성되는 Si조성은 일반적인 화학분석법으로는 강화재인 SiC의 Si와 계면반응에 의해 생성되어 모재로 확산되는 Si를 구별하는 것이 불가능하고 WDS로는 미소편석으로 인해 대표값을 결정하기 어렵기 때문에 측정이 불가능하다. 이미 언급했듯이 A2014/SiC_p 금속복합재료는 계면반응의 결과로서 Al₄C₃와 함께 Si를 생성시키며, 생성된 Si의 양은 열처리 온도와 유지시간이 증가함에 따라 증가하고 그 결과로 모재인 A2014 합금의 액상선 온도가 낮아지게 된다. 이러한 사실은 액상선 온도 측정이 계면반응 생성물의 정량화 방법으로 사용될 수 있다는 것을 의미한다. 본 연구에서는 액상선 온도의 측정기기로서 시차열분석기(DTA)를 사용하였다. DTA(SINKU-RIKO TA 7000)에 부착된 온도 측정 시스템의 보정을 위하여 여러가지 다른 순금속의 용점에서 전위차를 기록하고 이것을 온도로 환산할 수 있도록 전위차-온도의 관계를 나타내는 실험적 보정식을 설정하여 정확한 온도 측정에 이용하였다. 승온과정 중 계면반응을 최소화 하기 위하여 10°C/min의 승온속도를 사용하였으며, DTA로 측정된 액상선 온도는 A2014 합금에 Si를 첨가하여 DTA를 이용한 온도측정과 ICP를 이용한 정량분석으로 구해진 액상선에 대해 비선형 회기법으로부터 얻은 식 (2)에 대입하여 Si의 양으로 변환하였다.

$$T_{Liq. Temp.} = -0.06134Si^2 - 5.932Si + 646.9 \quad (2)$$

(여기서 $T_{Liq. Temp.}$: DTA로 측정된 액상선 온도, Si: 유도결합 플라즈마 분석법(ICP)으로 측정된 A2014 합금의 Si조성(at.%)

Fig.2에 식(2)로 표현되는 실험으로 구한 액상선과 A2014합금을 단순화한 Al-4.5wt.%Cu-Si 삼원계 상태도¹⁵⁾를 동시에 표시하였는데 그림에서 알 수 있듯 실험으로 구한 액상선과 이론적인 삼원계 상태도상의 아공정 액상선이 거의 일치한다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1. 계면반응 생성물의 관찰 및 상분석

Fig. 3은 A2014/SiC_p 금속복합재료의 광학현미경 사진으로서 Fig. 3(a)에 나타난것과 같이 초기 구조상태에서는 SiC_p주변의 모재가 깨끗하고 균일한 상태이나 열처리 온도가 올라감에 따라 SiC_p주변의 모재조직이 변화됨을 관찰할 수 있다. 이러한 현상은 계면반응 생성물이 모재인 A2014합금에 확산되어 모재의 화학적 조성을 변화시킨 결과로 사료된다.

Fig. 4는 A2014/SiC_p 금속복합재료를 가열한 후 얻은 SEM 사진이다. Fig. 4(a)와 같이 초기 구조상태에서는 SiC_p표면이 깨끗하며 날카로운것이 관찰되나 온도가 증가할 수록 SiC_p표면에 다량의 계면반응 생성물이 생성되고 SiC_p 자체도 심하게 열화(degradation)됨을 관찰할 수 있다.

Fig. 5는 여러 조건으로 열처리된 A2014/SiC_p 금속복합재료로부터 얻은 X-선 회절 결과로서 계면반응 생성물의 양이 가열온도 및 유지시간에 따라 어떻게 변화하고 있는가를 정성적으로 보여주고 있다. 분석결과 계면반응 생성물은 예상했던 바와 같이 Al₄C₃와 Si임을 알 수 있었고 가열온도가 높을 수록 회절피크의 강도가 증가함을 관찰했다. 이외에 관찰되는 CuAl₂상은 모재인 A2014에 내재되어 있는 것으로 생각된다.

X-선 회절분석으로는 다상이 존재할 경우 여러 다른 상에서 한가지 상을 구별하는 것이 불가능하고 계면반응 생성물의 형상과 직접적으로 연관시키기 어려우므로 Fig. 6과 같은 Auger 전자 분석을 실시하였다. Fig. 6(a)는 SiC_p를 확대한 것으로 표면에 계면반응 생성물이 존재함을 나타내고있으며 Auger 전자 분석을 실시한 결과 육각판상의 계면반응 생성물은 Al₄C₃로 곰팡이 모양의 계면반응 생성물은 Si으로 판명되었다.

3-2. Si 조성측정

A2014/SiC_p 금속복합재료를 가열하면 계면반응의 결과로서 Si을 생성시키며, 생성된 Si의 양은 열처리 온도와 유지시간에 따라 증가하고 그 결과 A2014 합금의 용점, 즉 액상선 온도가 낮아지게 된다. Fig. 7은 여러 조건에서 열처리한 복합재료의 시차열분석 곡선으로서 유지온도 및 유지시간에 따라 복합재료의 열적거동이 어떻게 변화하는가를 보여준다. 가압 침투법으로 제조된 상태의 A2014/SiC_p 금속복합재료의 경우 약 639℃에서 모재의 용융이 일어남을 관찰하였다. 또한 628℃에서 2시간 가열한 복합재료의 경우 용점이 다소 낮아진 것을 알 수 있었다. 동일한 온도로 100시간 가열한 복합재료의 경우 용점이 더욱 낮아질 뿐 아니라 약 572℃부근에서 또 다른 흡열반응이 일어남을 관찰할 수 있었다. 이것은 이론적인 Al-4.5wt.%Cu-Si 평형 상태도 상의 삼원계 공정온도와 유사하며 계면반응으로 생성된 상당량의 Si이 모재에 존재함을 나타낸다. 극단적으로 908℃에서 1시간 유지할 경우 삼원계 공정온도 근처에서 1개의 강한 흡열반응만을 관찰

하였는데 이것은 복합재료 모재내의 Si 조성이 삼원계 공정 조성(약 12.1 at.%Si)에 도달하였음을 의미한다.

A2014/SiC_p 금속복합재료의 계면반응에 의해 생성되는 평형 Si조성을 측정하기 위해서는 주어진 온도에서 계면반응이 평형상태에 도달되는 시간에 대한 반응속도론적 조사가 필요하다. Fig. 8에서는 A2014/SiC_p 금속복합재료를 628℃와 657℃ 및 708℃의 온도에서 여러 시간동안 유지시킨 후 복합재료의 액상선 온도를 시차열분석기로 측정한 결과를 나타내었다. 그림에서 유지시간이 증가함에 따라 액상선 온도가 낮아지는 것은 계면반응에 의하여 생성되는 Si의 증가에 의한 것이며, 초기 1시간 동안 계면반응이 빠른 속도로 진행되다가 이후에는 완만하게 진행됨을 알 수 있었다. 계면반응을 평형상태에 가까이 도달시키기 위해 복합재료를 열처리 온도에 따라 100~200시간 유지한 후 시차열분석기를 이용하여 용점을 측정하였고, 측정된 용점을 다시 실험적으로 얻은 식 (2)에 대입하여 Si 조성으로 변환하였다.

복합재료의 열처리 온도가 액상선 온도보다 낮은 복합재료는 시차열분석시 승온과정에 의해 계면반응이 일어나게 되므로 문제가 야기된다.(예를 들어 580℃에서 열처리된 복합재료의 액상선 온도는 638℃임) 이러한 문제를 해결하기 위해 저온에서 열처리된 복합재료의 Si조성을 WDS로 분석하였다. 그러나 복합재료 내부의 미소 편석으로 인해 대표값을 찾기가 어려웠고 신뢰도가 떨어짐을 알 수 있었다. 이러한 문제점을 보완하기 위해 비교적 저온에서 열처리된 복합재료는 다음과 같은 보정을 실시하였다. 즉 Fig. 8에서 알 수 있듯 1시간 이내에서 계면반응은 선형적으로 증가한다는 가정하에 온도에 따른 Si조성 증가율에 대한 관계를 식 (3)과 같이 나타내었다.

$$f(T) = -3.614 \times 10^{-8} \cdot T^2 + 6.168 \times 10^{-5} \cdot T - 0.0242 \quad (3)$$

(여기서 $f(T)$: Si at.% / sec, T : 반응온도)

그러므로 열처리 온도가 액상선 온도보다 낮은 복합재료의 보정된 평형 Si조성은 식 (4)로 표시된다.

$$Si_{calib.} = Si_{DTA} - t \int_{T_0}^T f(T) dT \quad (4)$$

(여기서 $Si_{calib.}$: 보정된 평형 Si 조성, Si_{DTA} : DTA로 측정된 용점을 식 (2)로 변환한 평형 Si조성, t : 온도에 따른 유지시간, T_0 : 614℃, T : DTA로 측정된 액상선 온도)

측정된 액상선 온도와 식 (2)를 이용하여 변환된 평형 Si조성 측정 결과를 이론적인 Al-4.5wt.%Cu-Si 평형 상태도와 Fig. 9에 동시에 표시하였다. 그림에서 알 수 있듯 반응고 가공구역인 약 610℃에서 A2014/SiC_p 금속복합재료의 계면반응은 급격히 증가한다. 예를 들어 본 연구에 사용된 A2014 합금같이 Si조성이 1at.%미만인 합금으로 복합재료를 제조할 경우 610℃에서 반응고 가공시 계면반응은 필할 수 없게 되나 모재의 Si조성이 3 at.%이상이라면 계면반응이 일어나지 않게 된다.

3-3. A2014/SiC_p 금속복합재료의 반응고 가공조건

복합재료의 반응고 가공에 대한 연구는 일찍이 진행되어 왔다. 반응고 복합재료의 특성은 여러 연구자에 의해 보고되고 있으며 대부분 복합재료의 모재가 반응고 상태이던 완전용융 상태이던 관계없이 반응고 금속과 유사한 텍스트로픽 성질을 갖고있다고 보고되고 있다^{16)~20)}. 본 연구에서는 A2014/SiC_p 금속복합재료의 반응고 가공 및 반응고 성형 조건을 설정하기 위해 다음과 같은 두가지 요인을 고려하였다.²¹⁾ 첫번째는 식 (1)에 표현된 계면반응을 억제시키기 위한 평형 Si조성이고 두번째는 충분한 고액공존구역을 확보하기 위한 온도와 Si조성에 따른 모재의 고상율이다.

Fig. 10은 계면반응을 억제하는데 필요한 실험적으로 측정된 평형 Si조성과 온도와 Si 함량으로 표시된 모재의 고상율을 동시에 나타낸 결과이다. 이때 모재의 고상율은 식 (5)에 표시된 Sheil식으로 계산되었고 여기에 사용된 액상선과 고상선은 식 (6)~(8)에 표시하였다.

$$f_s = 1 - \left(\frac{X_L}{X_0} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (5)$$

$$T_{L1} = -0.08084X_L^2 - 5.603X_L + 648.7 \quad (6)$$

$$T_{L2} = -0.001238X_L^2 - 0.06355X_L + 573.2 \quad (7)$$

$$T_S = -2.668 \times 10^{-7}X_S^2 - 25.97X_S + 559.7 \quad (8)$$

(여기서 f_s : 고상율, T_{L1} : 아공정 구역의 액상선 온도, T_{L2} : 공정 구역에서의 액상선 온도, T_S : 고상선 온도, X_L : 합금의 액상선 조성, X_S : 합금의 고상선 조성, X_0 : 합금의 용질 조성, $k=X_S/X_L$)

만약 강화재인 SiC_p가 전체 고상율을 10% 증가시킨다면 고상율 30%, 50%, 70%곡선은 각각 40%, 60%, 80%의 고상율을 나타낸다. 그 결과 그림에 나타낸 빗금친 타원형 구역이 복합재료의 반응고 가공 및 반응고 성형에 가장 적합한 조건임을 알 수 있었다. 즉 A2014 합금에 Si을 약 1 at.%에서 2 at.% 더 첨가시키면 약 580°C에서 615°C의 비교적 넓은 온도구역에서 유해한 계면반응 생성물의 생성없이 A2014/SiC_p 금속복합재료를 제조할 수 있다.

4. 결론

SiC와 A2014 합금간의 계면반응 생성물을 관찰 및 상 분석하고, 계면반응을 억제시킬 수 있는 평형 Si 조성을 측정하여 A2014/SiC_p 금속복합재료의 반응고 가공 및 성형 조

건을 설정한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

A2014/SiC_p 금속복합재료의 열처리 온도가 증가할 수록 SiC_p표면에 계면반응 생성물의 생성량이 증가하고 SiC_p자체도 심하게 열화되며 이때 SiC와 A2014 합금간의 계면반응에 의해 생성되는 계면반응 생성물은 육각 판상의 Al₄C₃와 곰팡이 모양의 Si이다. 시차열분석기로 용점을 측정된 후 실험식에 대입하여 A2014/SiC_p 금속복합재료에서 계면반응을 억제시킬 수 있는 평형 Si조성은 측정된 결과 A2014/SiC_p 금속복합재료에서 계면반응은 600℃~620℃에서 급격히 증가한다. 계면반응을 억제시킬 수 있는 평형 Si조성과 Sheil 식으로 계산된 모재의 고상율을 이용한 결과 A2014/SiC_p 금속복합재료의 반응고 가공 및 성형은 모재에 Si를 약 1~2at.% 더 첨가시킨다면 580℃~615℃의 비교적 넓은 온도영역에서 건전하게 이루어질 것으로 사료된다.

참고문헌

1. J.C. Lee and K.N. Subramanian: J. Mater. Sci., vol.27, (1992), 5453
2. CRC Handbook of Chemistry and Physics, 74th edition, CRC press, (1992), 4
3. The MERCK INDEX, 10th edition, MERCK & CO. INC., (1983), 50
4. A.C. Ferro and B. Derby: Acta Metall. Mater., vol. 43(5), (1995), 3061
5. J.C., Viala, P. Fortier and J. Bouix: J. Mater. Sci., vol. 25, (1990), 1842
6. J. Narciso, C. Garcia-Cordovilla and E. Louis: Matter. Sci. Eng., vol. B15, (1992), 148
7. H. Ribes, M. Suery, G. L'sperance and T.G. Legoux: Metall. Trans. A, vol. 21, (1990), 148
8. W.M. Zhong, G. L'sperance and M. Suery: Metall. Trans. A, vol. 26, (1995), 2637
9. D.J. Lloyd, H.Lagace, A.Mcleod and P.L. Morris: Matter. Sci. Eng. vol. A107, (1989), 73
10. T. Iseki, T. Kameda and T. Maruyama: J. Mater. Sci. Eng., vol. 19, (1984), 1692
11. A.S. Isaikin, V.M. Chubarov, B.F. Trefilov, V.A. Silaev, and Yu. A. Gorelov: Met. Sci. Heat Treatment, vol. 22, (1980), 815
12. H. Nakae, Y. Yamamoto and K. Sato: Mater. Trans. JIM, vol. 32, (1991), 531
13. 이재철, 변지영, 박성배, 이호인: 대한금속학회지, 35권 6호, p767, (1997)
14. J.C.Lee, J.Y.Byun, S.B.Park and H.I.Lee: Acta. Mett., (in press)
15. 오창석: Computer program 인용, 서울대학교
16. H.-K. Moon: Ph.D. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, (1990)
17. G. Giro: Doctoral Thesis, L'sniversite de Bordeaux I, Bordeaux, France, (1987)
18. W. R. Loue and W.H. Kool: Laboratory of Materials Science and Technology, Delft University of Technology, Delft, The Netherlands, private communication, (1989)
19. M. Mada and F. Ajersch: Abstract, TMS Annual Meeting, Anaheim, CA, (Feb. 1990)
20. R.G. Riek, K.P. Young, N. Matsumoto, R. Mehrabian and M.C. Flemings: Society of Die Casting Engineers 1975 Trans., 8th Int. Die Casting Exposition and Congress, Detroit, MI, Paper No. G-T75-153
21. 박성배: 석사학위논문, 연세대학교, (1997)

Table 1. Chemical composition of the 2014 Al used for the study.

Matrix Alloy	wt.% of alloying elements							
	Cu	Mg	Si	Zn	Mn	Fe	Cr	Al
2014Al	4.5	0.47	0.94	0.027	0.8	0.047	0.0025	Rem.

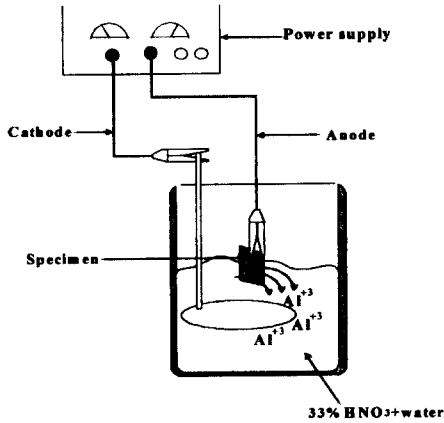


Fig.1. Aluminum extracting for SEM observation

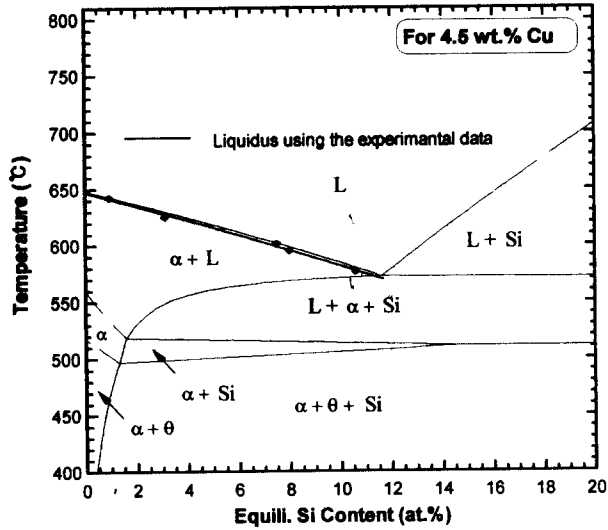


Fig.2. Experimental liquidus line superimposed on Al-4.5wt.%Cu-Si ternary phase diagram

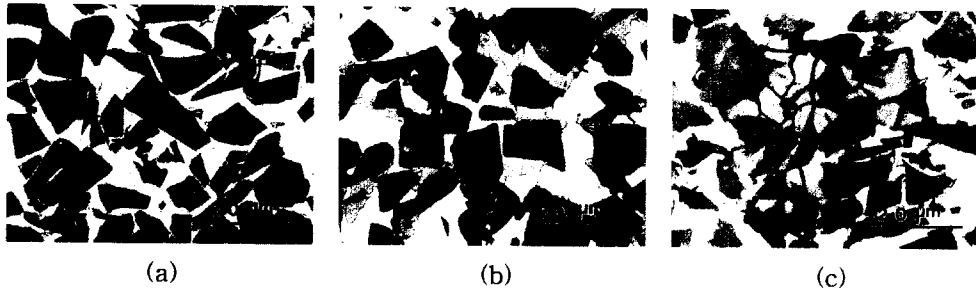


Fig.3. Optical micrographs of the A2014/SiC_p composite: (a) as-cast, (b) reheated at 628°C for 1hr and (c) reheated at 708°C for 1hr.

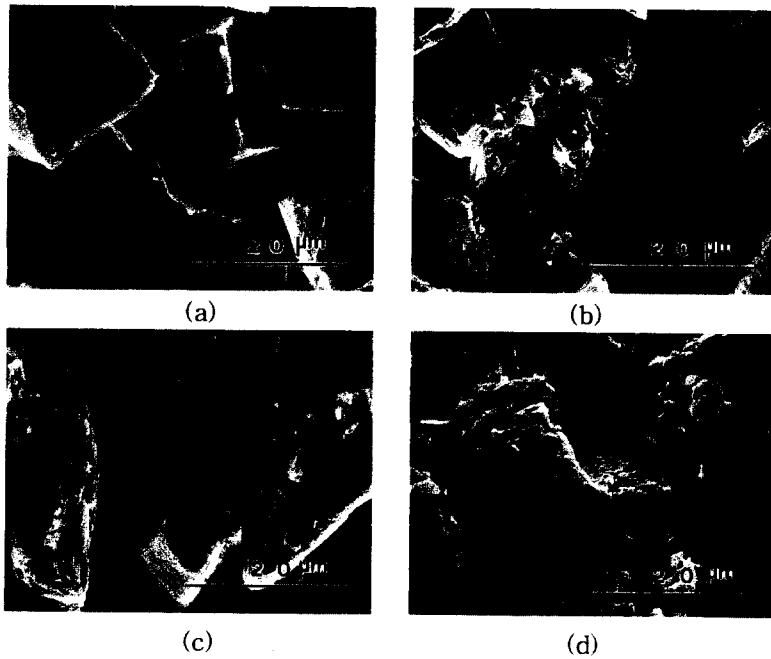


Fig.4. SEM micrographs showing the surface morphologies of SiC_p in A2014/SiC_p composite: (a) as-cast, (b) reheated at 609°C for 1hr, (c) reheated at 628°C for 1hr and (d) reheated at 708°C for 1hr

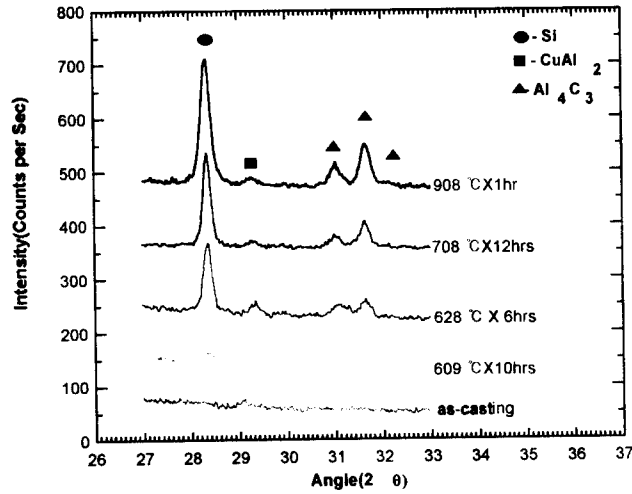
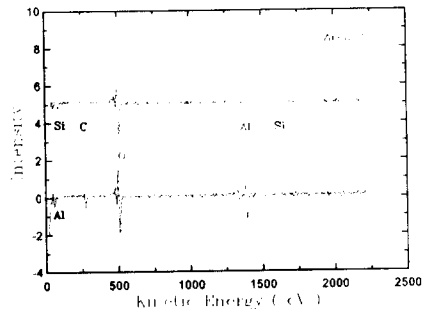


Fig.5. XRD spectra of A2014/SiC_p composites showing the formation of Al₄C₃ and Si



(a)



(b)

Fig.6. (a) SEM image showing eutectic Si (Area 1) and hexagonal platelet-shaped Al₄C₃ (Area 2) similar to that used for Auger spectrum analysis.

(b) Auger electron spectra obtained from the interfacial reaction products.

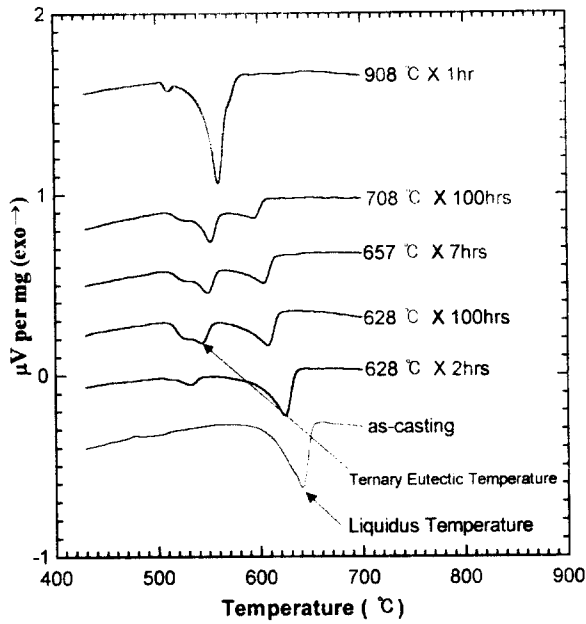


Fig.7. DTA traces showing decrease in melting temperature and the formation of ternary eutectic with increasing temperature and time

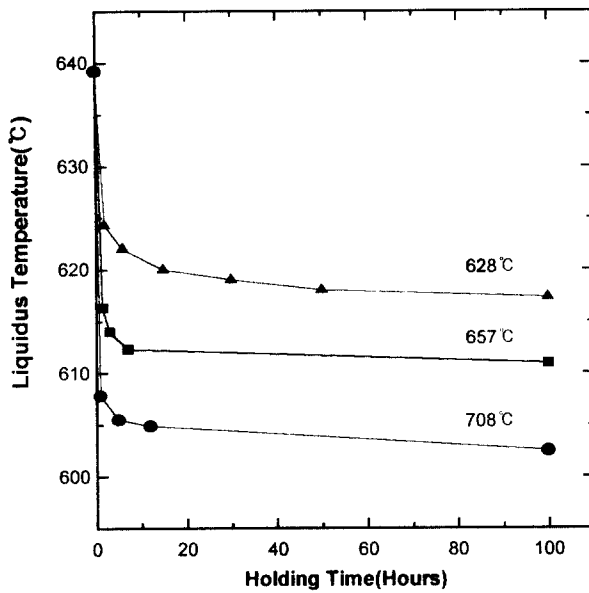


Fig.8. Variation in the liquidus temperature of the A2014/SiC_p composite as a function of various heating temperatures and holding time

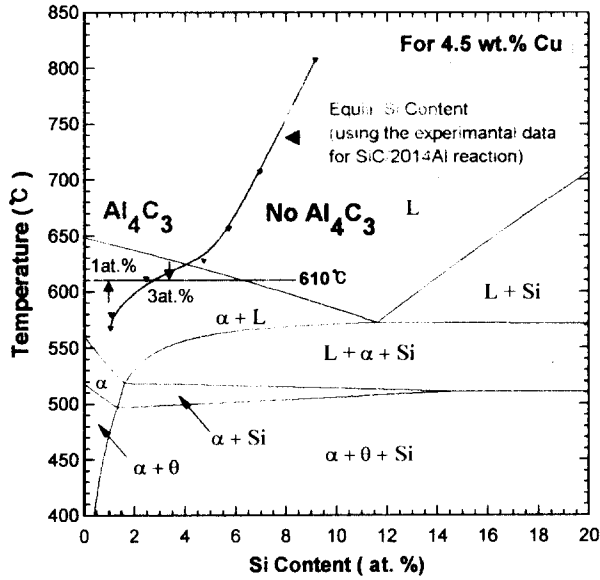


Fig.9. Prediction of equilibrium Si contents to suppress the formation of Al₄C₃ in the A2014/SiC_p composite

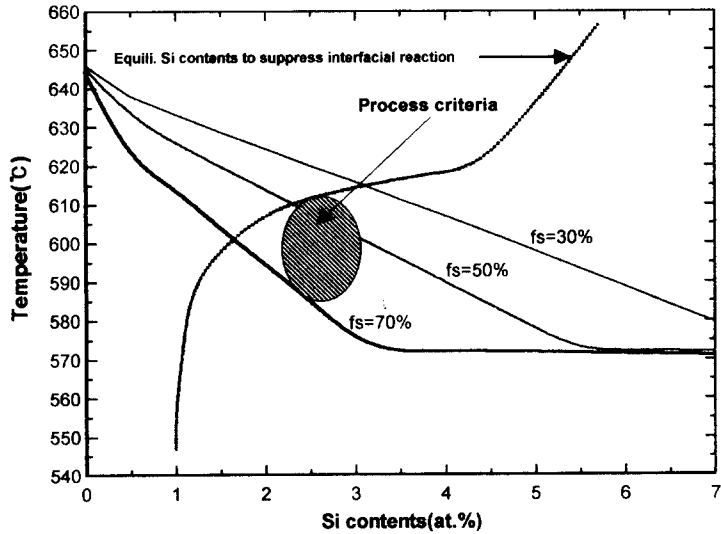


Fig.10. Process criteria of A2014/SiC_p composite within semi-solid region showing that A2014/SiC_p composite require more Si content to prevent interfacial reaction.