

논문

무가압 침투에 의하여 제조된 Al-5Mg-X(Si, Cu, Ti)/SiCp 복합재료의 시효 및 마멸특성에 관한 연구

우기도 · 김석원 · 나홍석 · 문호정

A Study on Aging and Wear Behaviors of Al-5Mg-X(Si, Cu, Ti)/SiCp Composites Fabricated by Pressureless Infiltration Method

Kee-Do Woo, Sug-Won Kim, Hong-Suk Na and Ho-Jung Moon

Abstract

The objective of this work was to investigate the effects of SiC particle size(50, 100 μm) and additional elements such as Si, Cu and Ti on aging behavior in Al-5Mg-X(Si,Cu,Ti)/SiCp composites fabricated by pressureless infiltration method using hardness and wear test, scanning electron microscopy(SEM) and differential scanning calorimetry(DSC). The peak aging time in Al-5Mg-X(Si, Cu, Ti)/SiCp(50,100 μm) composites is shorter than Al-5Mg-0.3Si alloy. The peak aging time of 50 μm SiC particle reinforced Al-5Mg-X(Si,Cu,Ti) composites is shorter than those of 100 μm SiC particle reinforced of Al-5Mg-X(Si,Cu,Ti) composites. The Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu-0.1Ti/SiCp(50 μm) composites aged at 180°C has higher hardness and better wear resistance than any other aged composite. The aging effect is promoted by the addition of Si and Cu in Al-5Mg/SiCp composites, so the wear resistance of Al-5Mg/SiCp composites with Si and Cu elements is enhanced by the aging treatment.

(Received May 20, 2000)

1. 서 론

고력 알루미늄 합금의 기계적 성질을 개선시키기 위하여 시효처리가 사용되어 왔으며 알루미늄기 복합 재료에서도 강도와 내마멸성을 시효처리에 의하여 개선시키려는 연구가 진행되어 왔다[1,2].

따라서 본 연구에서도 Al-5%Mg/SiC 복합재료에서 시효 석출을 위하여 Si, Cu와 같은 시효경화성 원소를 첨가함으로써 모상의 석출경화를 이용하여 복합재료의 경도의 향상뿐만 아니라 내마멸성의 향상을 기하고자 하였다.

본 연구에서는 복합재의 시효처리에 따른 정도의 변화를 조사하고 내마멸성도 조사하였다. 또한 SiC분말의 크기가 이들 복합재의 정도 및 마멸성질에 미치는 영향도 아울러 조사하였다. Ti 첨가 목적은 in situ 반응에 의하여 TiC입자를 생성시켜 기계적 성질을 개선하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 시편 제조

시편제조에 사용한 실험 장치는 전보와 같다. 복합재료 시편제조 방법도 전보에 기술한 바와 같다[3]. Table 1과 같은 성분으로 합금 설계후 본 실험 공정에 의해 복합재료를 제조하였으며 복합재료의 성분분석은 SiC 입자의 존재로 인하여 어렵기 때문에 설계된 합금 성분을 이용하여 기술하였다.

2.2 열처리, 조직관찰 및 상분석

제조된 시편은 560°C에서 24시간동안 균질화 처리하고 550°C에서 1시간 용체화처리 후 170°C에서 0.5~24시간동안 시효처리를 행하였다. 복합재료를 절단하여 연마 후 다이아몬드 페이스트를 사용하여 폴리싱을 하여 용융 Al합금의 자발적인 침투거동에 미치는 SiC 입자크기와 입자의 분포 및 첨가원소에 따른 미세

Table 1. Chemical composites of mother alloy and composites(wt%).

Composites No.	Kinds of composites
R0	Al-5Mg alloy
A0	Al-5Mg/SiCp(100 μm) composite
A1	Al-5Mg-0.3Si/SiCp(100μm) composite
A2	Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu/SiCp(100μm) composite
A3	Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu-0.1Ti/SiCp(100μm) composite
B0	Al-5Mg/SiCp(50μm) composite
B1	Al-5Mg-0.3Si/SiCp(50μm) composite
B2	Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu/SiCp(50μm) composite
B3	Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu-0.1Ti/SiCp(50μm) composite

조직 변화를 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였고 EDS(energy dispersive spectrometry)와 XRD (X-ray diffractometer)로 생성상의 성분을 분석하였으며 상분석기를 이용하여 SiC입자의 면적율을 측정하였다.

시효 처리 조건에 따른 비열 변화와 비열피크 및 비열피크의 온도변화 등을 측정하기 위하여 시차주사 열량측정기(DSC: Dupont 2000)를 사용하였다. 열처리된 각 합금은 25°C에서 570°C까지의 온도 범위에서 10°C/min의 승온속도로 가열하여 열분석하였으며 열분석 중에 일어나는 발열 및 흡열의 양은 다음과 같이 결정하였다. 장치정수 및 온도의 교정은 고순도 In의 용해열과 융점을 측정하여 결정하였으며 본 실험에서 구한장치정수 K는 1.2403이었다. 열분석 곡선의 기준선은 Al-Al 시료를 각 승온속도로 가열하여 얻은 열분석 곡선으로 하였다.

2.3 경도 및 마멸 시험

제조된 복합재료는 강화입자인 SiC가 균일하게 분산 되었으므로 경도는 Rockwell 경도기 B scale을 사용하여 측정하였다. 그리고 기지조직의 시효경화를 측정하기 위해 Micro Vickers 경도기 (Load 100 g, diamond indenter)로 측정하였고 경도측정은 시편 중심부위를 각각 7회씩 측정하여 최대값과 최소값을 제외한 나머지

값을 산술평균하여 구하였다.

제조된 시편의 내마멸 특성은 원판식 고속마멸 실험기(OAT-U type)를 이용하여 실시하였다. 상대마멸재는 고 Cr강을 디스크형으로 가공하여 퀴칭한 후 템퍼링 처리하여 HRC 65의 값으로써 10×15×40(mm)의 판재로 가공하였다. 마멸시험은 건식으로 하였으며 최종 하중은 12.6 kg, 주행거리는 200 m, 주행속도는 0.59, 1.09, 1.9, 4.21 m/s로 변환시켜 속도의 변화에 대한 SiC입자크기 및 첨가원소에 따른 마멸면과 마멸량을 관찰하였다.

마멸량은 마멸된 현의 길이와 상대 마멸재의 폭을 곱한 체적이며 다음과 같은 식을 이용하여 계산하였다 [4,5].

$$W = Bb^3/12r \tag{1}$$

여기서 W, B, r, a 및 b는 각각 마모량, 상대재료의 회전 디스크(revolving disc) 폭(mm), 상대재료의 회전디스크 반경(mm) 및 마멸된 단면의 현 길이(mm)를 나타낸다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 SiC 입자크기 및 첨가원소에 따른 복합재의 조직 변화

Fig. 1은 모 합금이 모두 세라믹 입자사이를 잘 침투된 복합재의 광학현미경사진을 보여주고 있다. 100 μm SiC 입자가 침투된 복합재료와 50 μm SiC입자가 침투된 복합재료의 조직으로부터 SiC입자가 큰 경우가 작은 경우보다 모상의 양이 많은 것을 보여주고 있다. 즉 SiC 입자의 크기가 클수록 복합재에서 SiC 입자의 부피분율이 저하되고 있는 것을 알 수 있다. 이것은 가압침투로 인한 복합재의 제조가 아니고 자연침투이므로 SiC입자가 클수록 Al합금이 침투할 수 있는 공간이 많음을 의미한다. 각각의 복합재료의 SiC 입자의 면적분율을 상분석기로 측정한 결과는 Table 2와 같다.

Al-5.03Mg-0.3Si-0.13Cu/SiCp(100 μm) 복합재(A2)의

Table 2. The area fraction(%) of SiC particles in the specimens.

	A0	A1	A2	A3	B0	B1	B2	B3
SiCp(%)	51.8	50.8	51.5	50.3	58.8	55.9	56.8	57.9

(A : SiCp(100 μm) B : SiCp(50 μm))

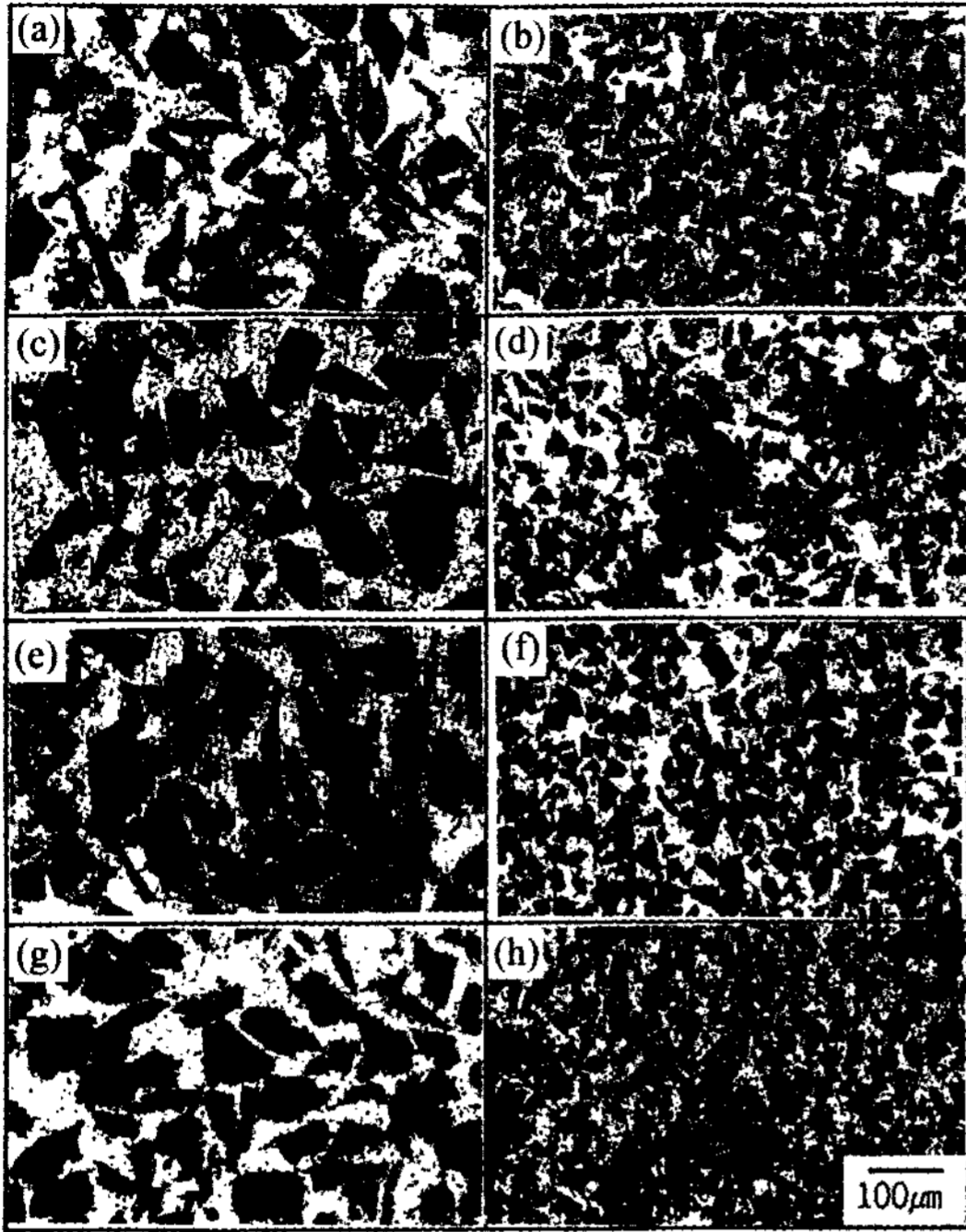


Fig. 1. Optical microstructures of Al-5Mg-X(Si,Cu,Ti)/SiCp composites. (a) Specimen A0 (b) Specimen B0 (c) Specimen A1 (d) Specimen B1 (e) Specimen A2 (f) Specimen B2 (g) Specimen A3 (h) Specimen B3

경우 SiC입자주위에 Mg가 다량 분포하고 있는 것을 확인 할 수가 있는데 이것은 다음과 같은 계면반응에 따라 SiC가 입자주위에서 Mg₂Si가 생성될 수 있기 때문이다.



5000계의 Al-Mg합금에서 SiC입자가 존재시 상기와 같은 (2)반응에 의하여 free Si이 존재하게 되어 시효 처리시 소량이지만 Mg₂Si상이 생성될 수 있다. 즉 Al-Mg-Si합금과 같은 석출반응이 가능할 것이다. 전보[3]에 의하면 SiCp/Al합금 계면에서 Mg이 다량 존재하는 것을 확인하였으며 점분석을 한 결과 일부는 Mg₂Si로 생성되는 것을 EDS분석에 의해 확인하였다.

Al-5Mg의 기본합금에 Si, Cu를 복합첨가 하고 *in-situ* 반응에 의해 TiC가 형성되도록 Ti이 첨가된 모합금이

SiC(100 μm)입자에 침투된 복합재료의 XRD분석 결과 역시 Mg₂Si 및 Al₄C₃는 생성되었으나 CuAl₂상은 생성되지 않았다[3]. 경도가 Ti의 첨가로 증가된 것으로 부터 TiC가 생성되었다고 사료된다. 이와 같은 결과는 XRD로부터 확인되었다[3].

시효처리를 하여도 복합재의 광학 조직의 변화는 거의 없었다.

3.2 경도에 미치는 시효 및 첨가원소의 영향

Table 3은 제조상태의 복합재의 경도변화를 Al-5Mg 합금의 경도와 비교하여 나타낸 것이다. 50 μm SiC입자에 Al합금이 침투된 복합재료가 100 μm SiC입자에 Al합금이 침투된 복합재료보다 경도가 높은 것을 알 수가 있다. 이것은 높은 SiC입자의 체적율과 스트레인 에너지에 따른 경도 효과에 기인한다. 그리고 일반 Al-5Mg합금보다 경도가 증가된 것을 알 수 있는데 이것은 복합재료의 장점이라 볼 수 있다. 그리고 Ti이 첨가된 복합재료의 경도가 높은 것은 용탕중에서 TiC가 생성되기 때문이다. 즉 용탕중에서 SiC + Ti = TiC + Si의 *in-situ* 반응이 일어나는 것은 TiC가 SiC보다 표준 생성 에너지가 낮기 때문이다[6]. 생성된 TiC가 SiC보다 경도가 높다.

Fig. 2는 각 복합재의 시효에 따른 경도변화를 나타낸 것이다. 참고 시편으로써 Al-5Mg-0.3Si 합금을 이용하였고 이 합금을 460°C에서 1시간 용체화 처리를 한 후 170°C에서 0.5~24시간 시효처리 하여 경도변화를 나타내었다. 복합재료는 550°C에서 1시간 용체화 처리를 한 후 170°C에서 0.5~24시간 시효처리를 한 후의 경도변화를 조사하였다. 시효된 Al-5Mg-0.3Si합금에서는 최고 경도 피크가 12시간에서 나타났는데 100 μm SiC입자를 이용한 복합재료는 8시간에서 최고 경도 피크가 나타났다. 그리고 50 μm SiC입자를 이용한 침투된 복합재료에서는 4시간에서 최고 경도 피크가 나타났으며 SiC입자가 작을수록 시효가 촉진되고 경도도 증가되었다. 이것은 100 μm SiC입자에 Al합금을 침투시킨 복합재료보다는 50 μm SiC 입자에 Al합금을 침투시킨 복합재료에서 전위밀도가 높고 계면 면적이 넓기 때문에 이들이 우선 석출 장소로 작용하여

Table 3. Hardness changes of Al-5Mg alloy and Al-5Mg-X(Si, Cu, Ti)/SiCp(50, 100 μm) composites as fabricated.

Specimens	A0	A1	A2	A3	B0	B1	B2	B3
Hardness(HRB)	30-35	88-95	89-95	91-96	97-104	98-105	99-104	100-106

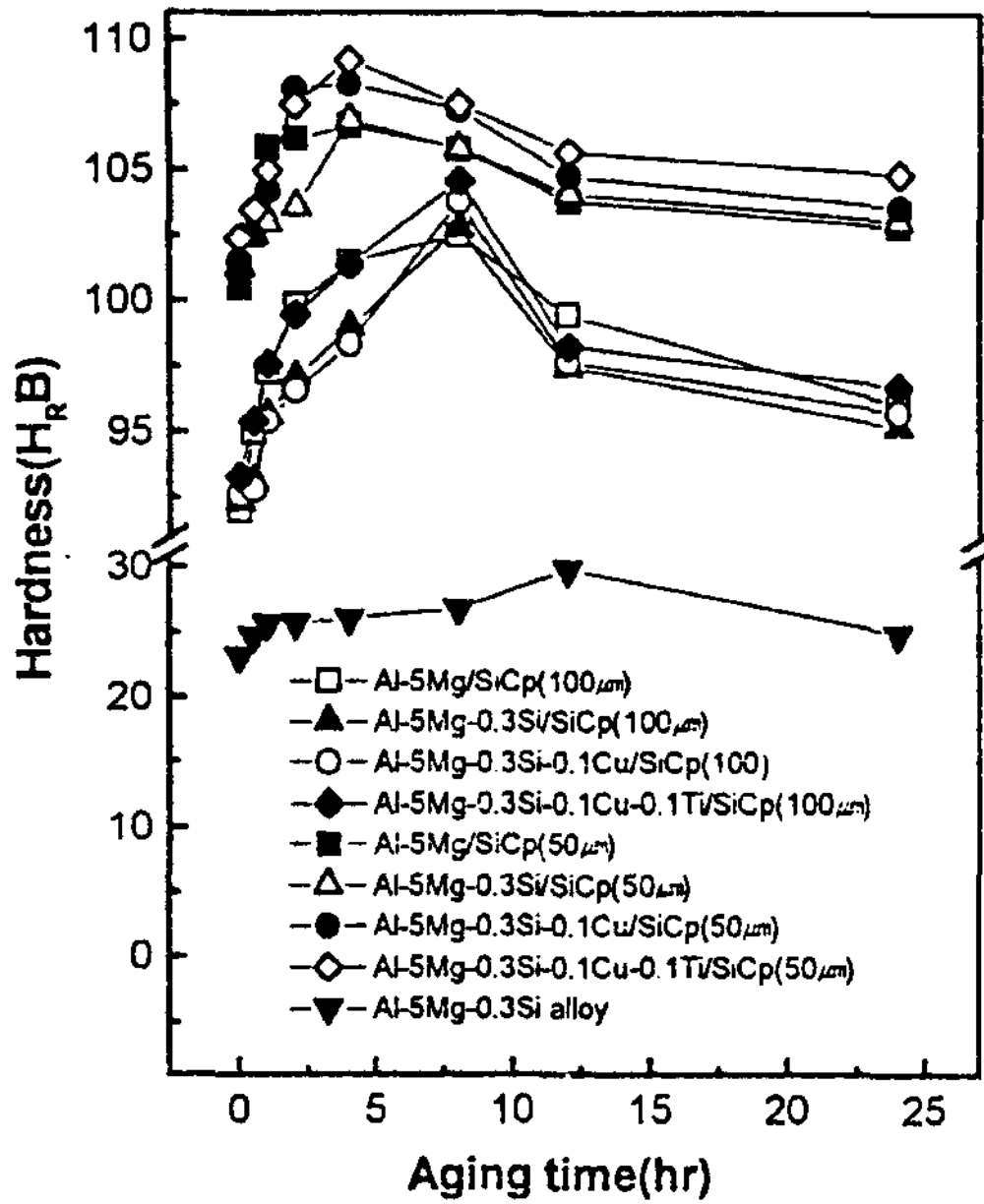


Fig. 2. Hardness curves of Al-5Mg-0.3Si alloy and Al-5Mg-X (Si,Cu,Ti)/SiCp composites aged at 170°C for 0.5~24h.

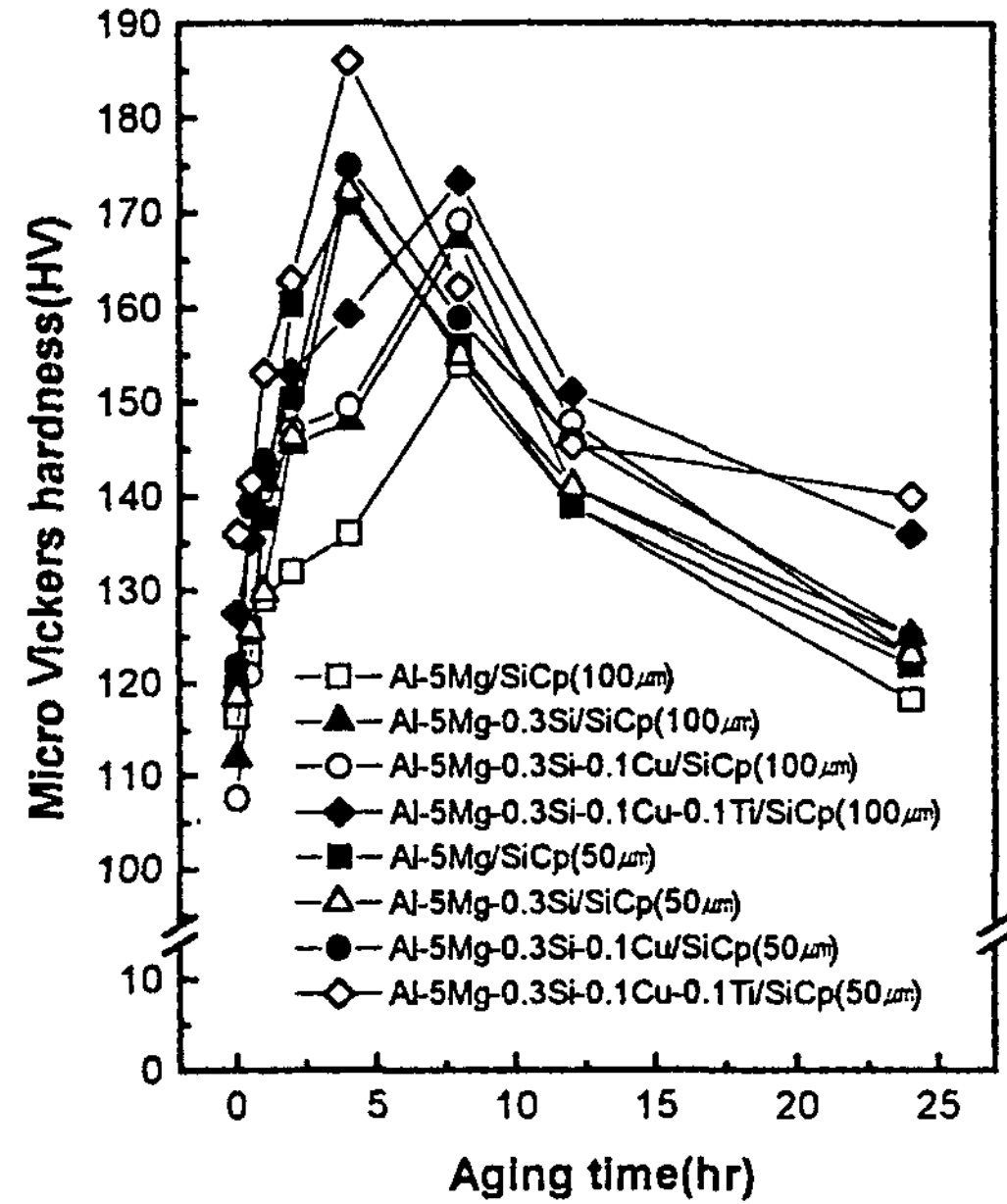


Fig. 3. Hardness curves of the matrix part of Al-5Mg-X (Si,Cu,Ti)/SiCp composites aged at 170°C for 0.5~24h.

시효 및 석출을 촉진시켰기 때문으로 보고되고 있다 [7,8].

그리고 Si 단독 첨가된 Al-5Mg-0.3Si/SiCp 복합재료가 Al-5Mg/SiCp 복합재료보다 경도가 높게 나타났으며 Si, Cu를 복합 첨가한 Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu/SiCp(50µm) 복합재료는 이들 복합재료보다 더욱 경도가 높게 나타났다. 이것은 Mg₂Si의 중간상인 β'' 석출상과 Cu의 첨가에 의한 CuAl₂상의 중간상인 θ' 상의 석출 때문이라 사료된다[8,9].

또한 Ti이 첨가된 복합재료에서는 더욱 우수한 경도가 나타난 것을 알 수가 있는데 이것은 Si단독첨가에서는 β'' 상 그리고 Si, Cu 복합첨가에서는 β'' 와 θ' 상 그리고 Si, Cu와 Ti이 첨가된 복합재료에서는 β'' 와 θ' 상 및 in situ에 의한 TiC의 생성 및 Ti의 첨가에 의한 결정립 미세화로 인한 경도증가 때문이라고 사료된다. TiC는 침투중에 생성될 수 있으나 그 양이 적으므로 시효에는 큰 영향을 미치지 못하는 것으로 사료된다. 그리고 복합재료는 비복합재료인 Al-5Mg-0.3Si합금보다 장시간 시효에서도 경도 값이 크게 저하되지 않은 것으로 보아 고온에서도 비복합재료보다 더 안정하다는 것을 알 수가 있다. 이것은 고온에서 석출물은 조대화 되어 강도가 저하되나 세라믹 입

자인 SiC는 고온에서 안정성이 크기 때문이라고 사료된다. 그리고 100µm SiC/Al합금 복합재료에서도 50µm SiC/Al합금 복합재료와 같은 경향의 경도변화를 보이고 있다.

Fig. 3은 기지조직의 마이크로 비커스 경도변화를 나타낸 것으로써 100µm SiC 입자를 사용한 복합재료보다는 50µm SiC입자를 사용한 복합재료에서 시효가 촉진되었고 경도 또한 우수하였다. 이것은 작은 SiC 입자로 강화된 복합재료인 경우에는 전위의 분포도 큰 입자보다는 균일하고 그 양도 많으리라 사료되며 또한 큰 SiC 입자보다는 표면적이 넓기 때문에 기지와 입자간의 면적 또한 증가되고 따라서 석출상이 큰 입자보다는 균일하게 석출하기 때문에 경도가 우수한 것으로 사료된다. 역시 Si단독첨가된 복합재료보다는 Si, Cu 복합첨가된 복합재료가 경도가 높았으며 또한 Si, Cu 및 Ti이 첨가된 복합재료가 더욱 높은 경도를 보여주고 있다. 이것은 앞서 기술한 바와 같다. 전체적으로 시효에 의해 경도가 증가하는 것을 알 수 있으며 이것은 시효에 의한 경도나 강도를 개선할 수 있는 것을 보여주고 있다.

Fig. 4는 Al-5Mg-0.3Si합금 및 Al-5Mg-0.3Si합금에 100µm SiCp가 침투된 복합재의 용체화 처리 및 시효

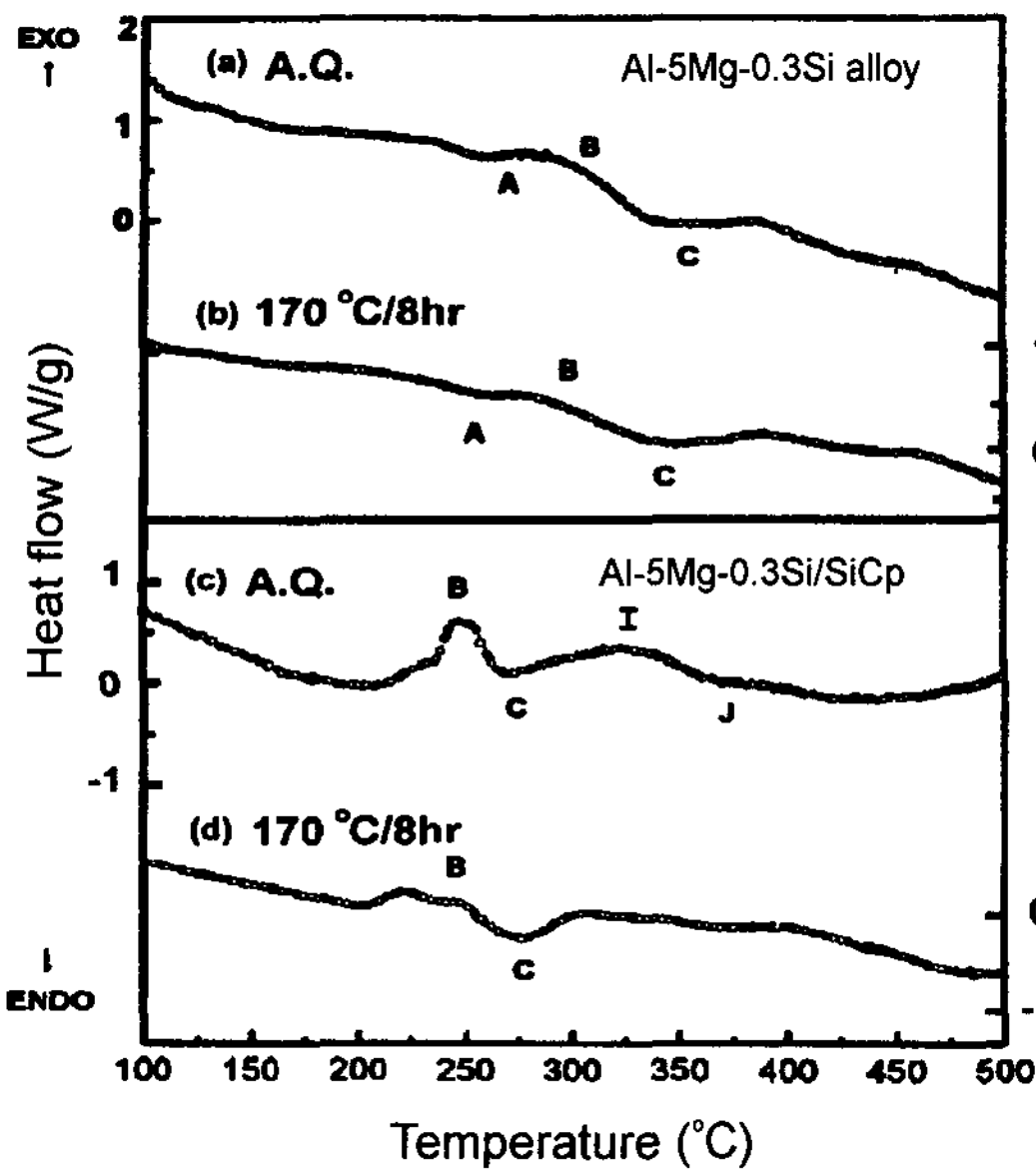


Fig. 4. DSC thermograms of Al-5Mg-0.3Si and Al-5Mg-0.3 Si/SiCp composite(A1). (a),(c) As-quenched specimens (b),(d) Aging treated specimens

처리 상태의 열분석 곡선이다. Fig. 4(a)에서는 Al-5Mg-0.3Si합금 열분석 곡선으로 1개의 발열반응과 2개의 흡열반응이 나타나는데 발열반응은 석출에 기인한 것이고 흡열반응은 재고용에 의한 것이다. (a)중의 A는 GP zone의 재고용 반응, B는 β'' 의 석출반응으로 생각되나 이 반응도 가열중 석출반응이 일어나 반응량이 적게 나타난 것으로 사료된다[8,9]. 그리고 C는 β'' 상의 재고용 반응에 기인한 것이라 생각된다. 8시간 시효한 시편의 열분석 곡선(b)에 의하면 A와 B의 피크가 감소되고 C는 큰 변화가 없는 것으로 보아 GP zone은 거의 소멸되고 β'' 상만 석출된 것으로 사료된다.

그러나 Fig. 4(c)와 같이 Al-5Mg-0.3Si/SiC 복합재의 열분석 곡선에서 Al-5Mg-0.3Si합금과는 다르게 B의 피크가 크게 나타난다. 피크 B는 170°C에서 8시간 시효처리하므로서 피크 면적이 현저히 감소하는 것으로 보아 8시간 시효처리에 의하여 다량의 β'' 상을 석출시킬 수 있었다. 복합재와 비복합재의 열분석 곡선을 비교하면 복합재의 피크 B가 비복합재의 피크 B보다 현저하게 증가되며 또한 피크 온도가 저온으로 이동하는 것으로 보아 β'' 상의 석출도 촉진하며 석출량도 증가하는 것을 간접적으로 나타내고 있다. 이와 같이 복합재료가 비복합 재료보다 석출이 촉진되고 그

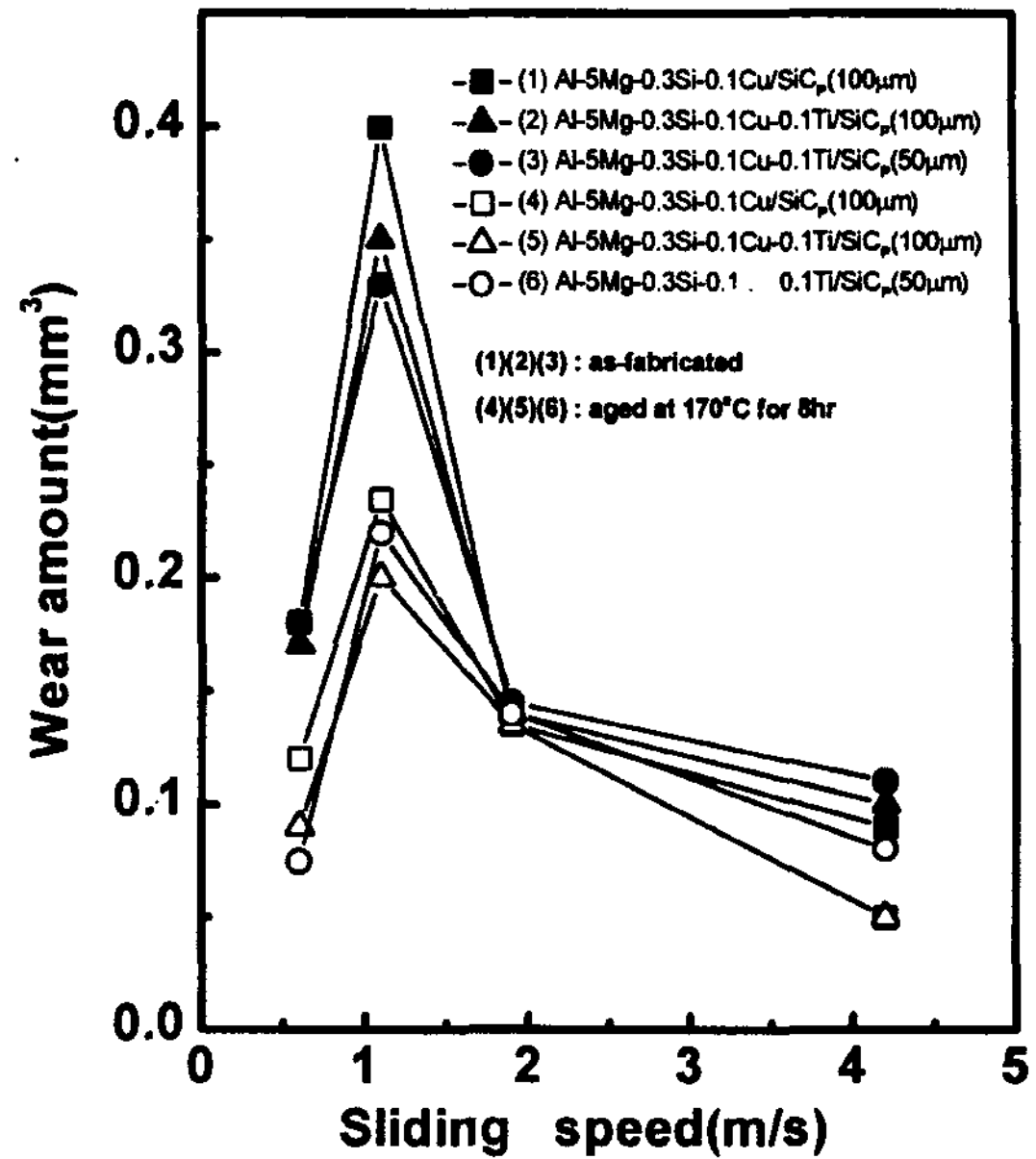


Fig. 5. Comparison of wear amount between as-fabricated and aged composites.

량도 증가하는 이유는 상기한 바와 같이 전위 밀도 및 SiC입자와 모상의 계면 면적의 증가 때문으로 사료된다. 또한 I와 J가 나타나며 이들은 안정상 β 상의 석출 및 재고용 반응을 각각 나타낸다고 사료된다.

3.3 마멸성에 미치는 시효 및 첨가원소의 영향

고체와 고체사이에 발생하는 마멸현상을 마멸기구에 의해서 분류하면 연삭마멸(abrasive wear), 용해마멸(melt wear), 응착마멸(adhere wear), 표면피로 마멸(surface fatigue wear) 등으로 구별할 수 있다[4,5,10]. 실제 마멸현상은 이들 중에서 어느 한 가지 만의 마멸기구에 의해서 이루어지지 않고 2가지 이상의 기구가 동시에 또는 순차적으로 작용하는 경우가 일반적이다.

Fig. 5은 Al-5Mg-X(Si, Cu, Ti)/SiCp(50, 100 μ m) 복합재료의 시효전과 시효후의 마멸량을 비교한 것이다. 시효전과 시효후의 마멸량의 변화를 보여준다. 저속마멸에서의 증가와 고속마멸에서의 감소하는 경향은 시효처리 전과 후가 같았다. 마멸 역시 전보[3]에서 기술한 바와 같이 제조상태의 복합재의 마멸기구인 연삭마멸에 의한다. 하지만 시효를 함으로써 모상의 석출정화로 인한 정도의 증가에 의한 내마멸의 향상을 기할 수 있었다.

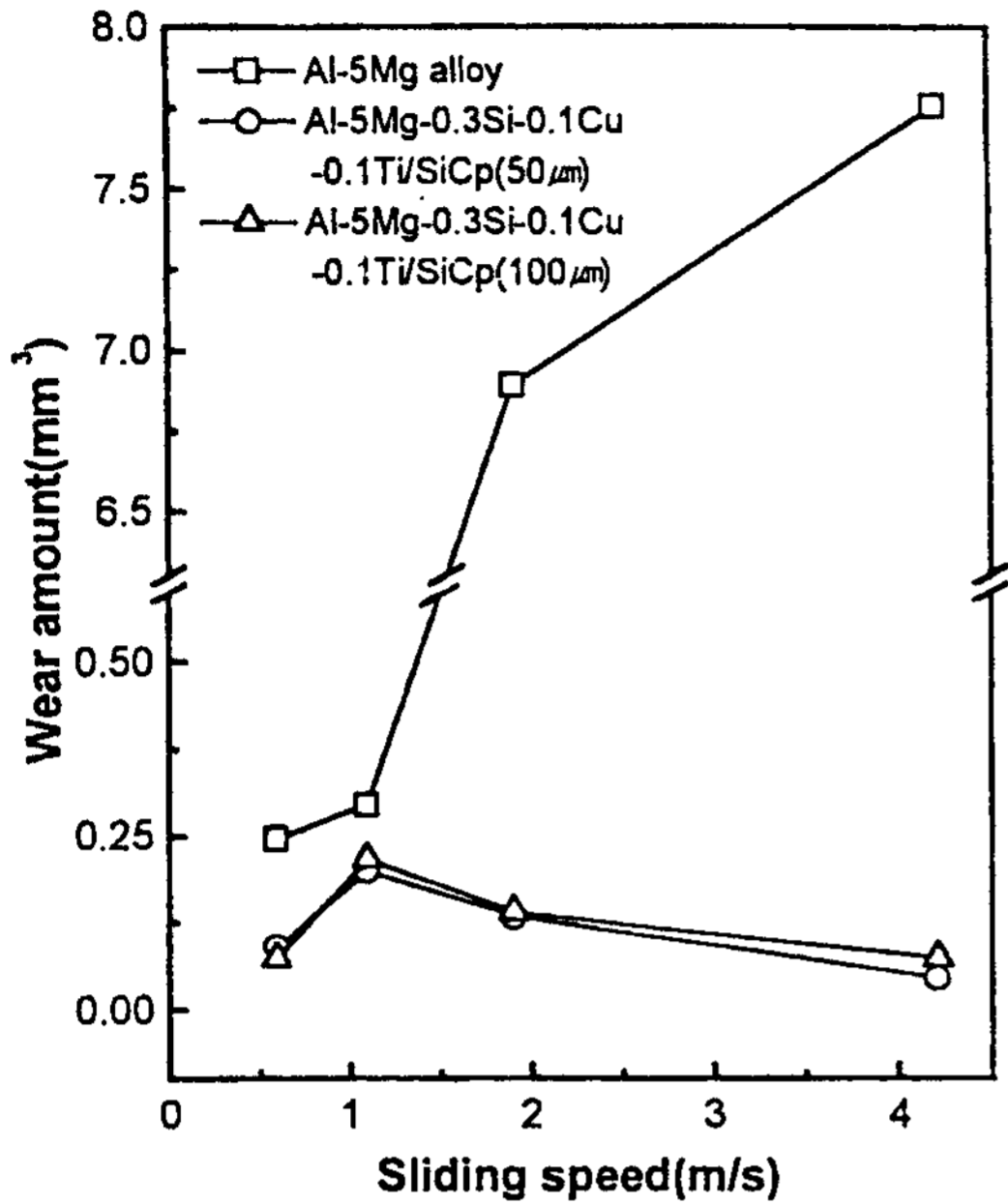


Fig. 6. Comparison of wear amount between Al-5Mg alloy and aged composites(A3,B3).

Fig. 6은 Al-5Mg합금과 Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu-0.1Ti합금을 50 및 100 μm SiC입자에 침투시킨 복합재료를 시효처리한 후 마멸량의 변화를 보여준 것이다. Al-5Mg합금에서 저속마멸시 마멸량이 적었으나 고속마멸에서는 마멸량이 급증하는 것을 알 수 있다. 이는 frictional seizure에 의한 것으로 알려져 있다[11]. 반면 복합재료는 모재보다 내마멸성이 매우 우수할 뿐만 아니라 마멸속도의 증가에 따른 frictional seizure가 나타나지 않았다.

Fig. 7은 Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu-0.1Ti/SiC(A3) 복합재의 시효처리 전 후의 마멸면을 나타낸 것이다. 시효처리후의 마멸면이 시효처리전(제조상태)의 마멸면 보다 매끄러운 면을 나타 내었으며 이는 시효처리재의 내마멸성이 제조재의 내마멸성 보다 우수한 것을 나타낸다. 특히 1.1 m/s의 마멸속도에서는 제조재와 시효처리재의 마멸면의 차이가 현저한 것은 Fig. 5의 결과와 잘 일치되고 있다. 이와같이 시효처리재의 마멸면이 평활한 것은 상기한 바와 같이 모재가 석출상에 의하여 강화되었기 때문으로 사료된다.

Fig. 8은 Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu-0.1Ti/SiC 복합재(A3)의 시효처리전과 후의 마멸 debris를 나타낸 것이다. 시효처리재의 debris가 제조상태의 복합재의 debris보

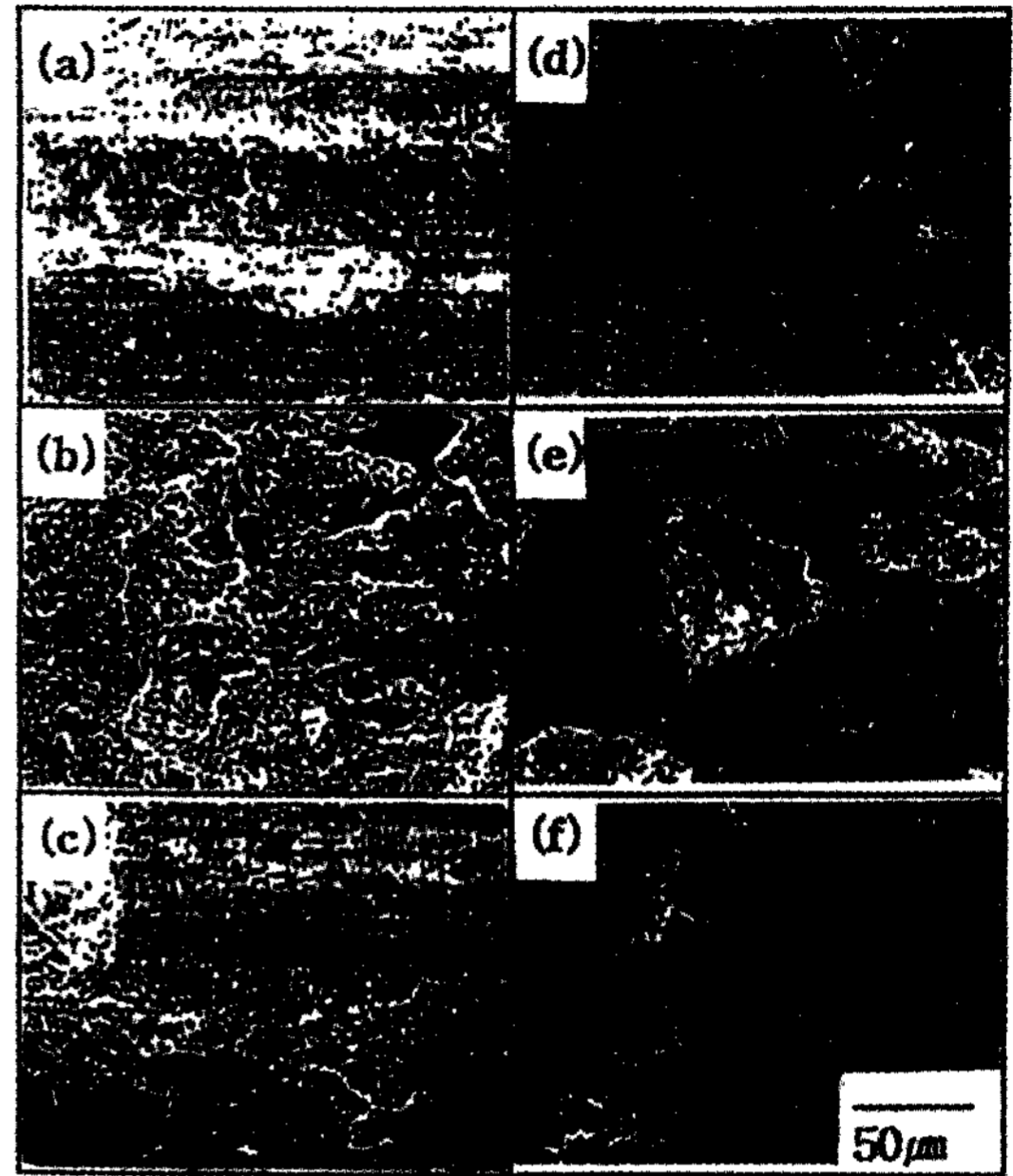


Fig. 7. Wear surface of composites(A3) as-fabricated(a,b,c) and aged(d,e,f). (a),(d) 0.6m/s (b),(e) 1.1m/s(c), (f) 1.9m/s

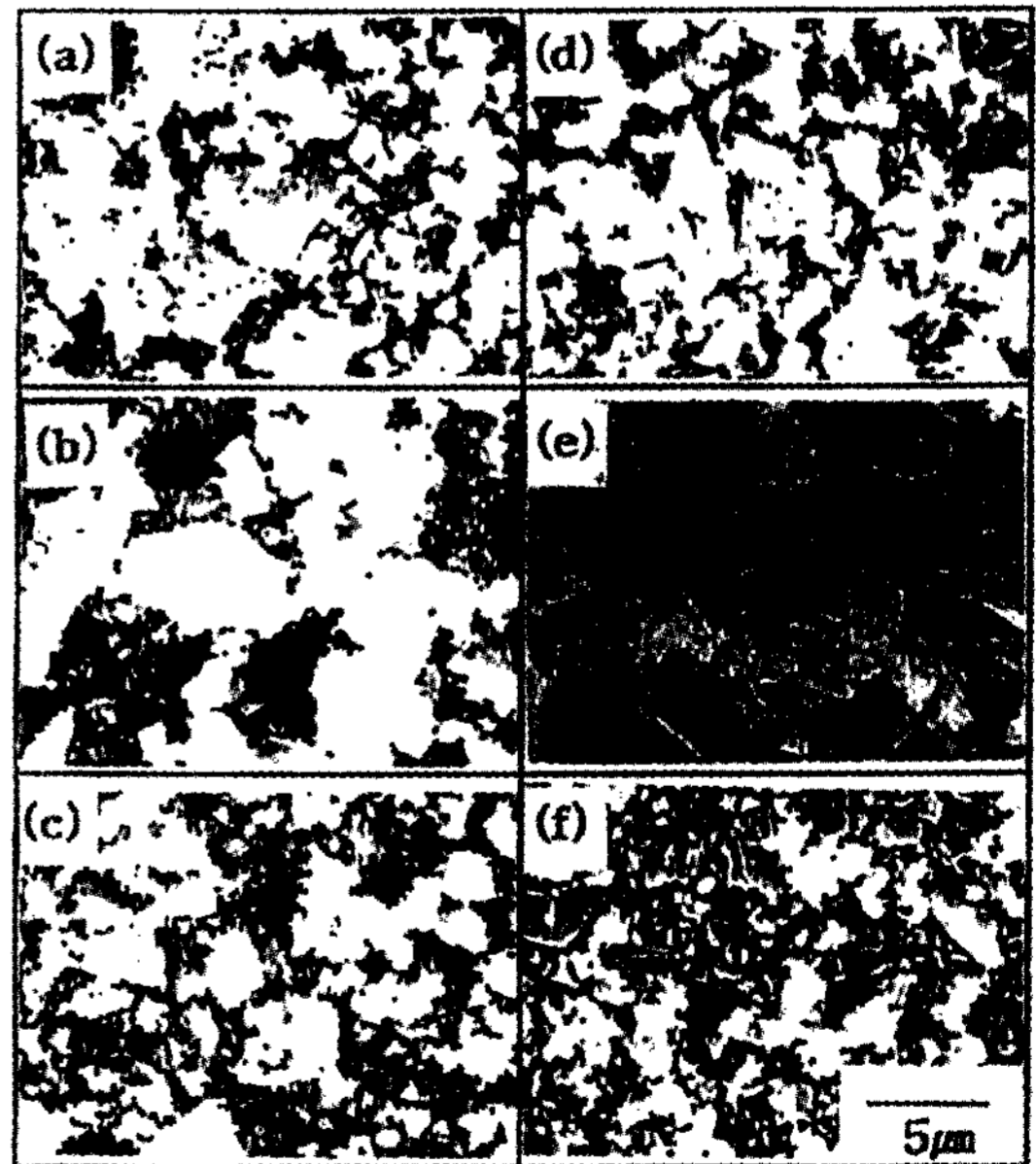


Fig. 8. Wear debris of composites(A3)as-fabricated(a,b,c) and aged(d,e,f). (a),(d) 0.6m/s (b),(e) 1.1m/s(c), (f) 1.9m/s

다 미세한 것으로 보아 시효처리에 의하여 복합재의 기지에서 β'' 상과 같은 상이 석출하여 기지가 강화되었기 때문으로 사료된다. 이들의 결과는 Fig. 5의 마멸

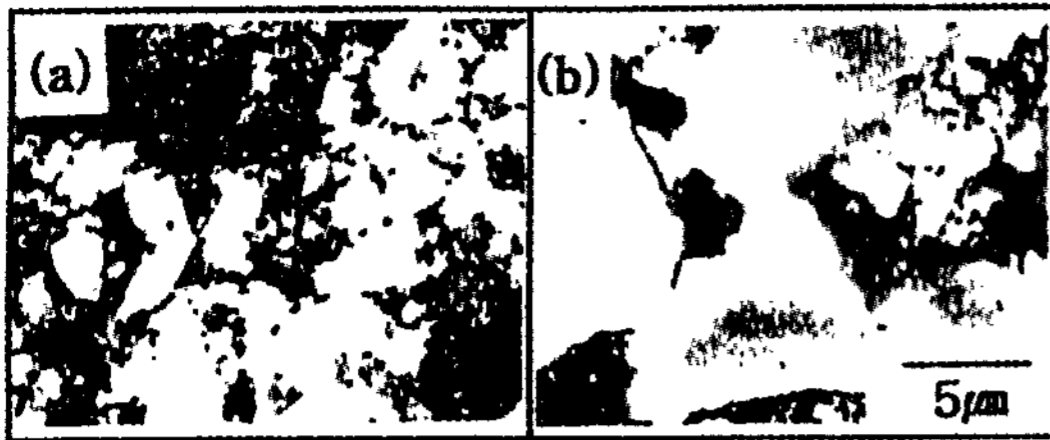


Fig. 9. Wear debris of aged composite of A3(a) and Al-5Mg alloy(b) at sliding speed of 1.9m/s.

시험 결과와 잘 일치되고 있다. 특히 마멸속도가 1.1m/s 일 때 debris가 이 보다 크거나 작은 마찰속도 보다 debris가 현저하게 조대하였다. 이것은 저속마멸 일 경우 연삭마멸와 함께 SiC입자가 기지로부터 이탈 되어 상대재에 의하여 파괴되므로 속도의 증가에 따라서 입자들이 기지로부터 보다 쉽게 이탈하므로 debris의 크기가 증가한다고 생각된다. 그러나 임계속도 (1.1m/s) 이상에서는 입자가 기지로부터 빠져나오기 이전에 연삭마멸에 의하여 마모가 일어나며 일부 기지로부터 빠져나간 SiC 입자가 있는 경우 이들 입자는 입자간 및 상대재와 충돌로 깨어지게 되어 그 입자가 연한 기지에 박히게 된다. 이 박히게 된 SiC입자는 내마멸 효과를 발휘해 고속마멸로 갈수록 더욱 우수한 내마멸성이 나타나는 것으로 사료된다. 이와 같이 충돌로 인하여 깨어진 debris는 미세화 될 것이며 이것은 복합재의 debris의 크기가 크고 작은 것들이 혼합되어 있는 것으로부터 알 수 있다.

Fig. 9는 Al-5Mg합금의 마멸에 의한 debris를 나타낸 것이다. 저속마멸에서는 연삭마멸에 의해 기지가 떨어져 나간 것을 알 수 있고, 고속마멸에서는 저항열의 증가에 의한 응착마멸과 박리마멸에 의해 기지가 폭파여진 것을 알 수 있다. 즉 마멸속도에 따라 마멸량이 크게 증가되어 frictional seizure를 나타내는 것을 보여준다.

4. 결 론

Al-5Mg-X(Si, Cu, Ti) 합금을 SiC 분말입자로 자발 침투시켜 복합재료를 제조하고, 시효처리 하였을 때 조직변화, 형성상의 분석, 경도 및 내마멸성을 광학현미경, SEM, 상분석기, XRD, 경도 및 내마멸 측정기를

이용하여 조사한 결과는 아래와 같다.

1. 50 µm의 SiC입자강화 Al-5Mg-X(Si,Cu,Ti)/SiCp 복합재료는 100 µm의 SiC입자강화 복합재료 보다 경도 및 내마멸성이 우수하였고 또한 시효도 촉진되었다.
2. Al-5Mg/SiC 복합재료에 Si과 Cu를 복합첨가에 의하여 시효효과가 증대되었으며 따라서 경도 및 내마멸성이 개선되었다.
3. 170°C에서 시효처리한 Al-5Mg-0.3Si-0.1Cu-0.1Ti/SiCp(50 µm) 복합재료가 마멸 특성이 타 복합재료보다 우수하였다.

후 기

본 연구는 자동차신기술연구소의 연구비 지원과 1998년도 학술진흥재단에서 지원한 과학기술기초 중점 연구지원(과제번호:1998-017-E00070)에 의하여 수행된 과제의 일부로서 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] J. H. Jeong : Mast thesis, Chonbuk National University, (1999)
- [2] S. K. Hong : Dr. thesis, Tokyo Institute of Technology, (1993)
- [3] K. D. Woo, S. W. Kim, H. K. Ahn and J. H. Jeong : J. Kor. Foundrymen's Soc., 20(2000)
- [4] T. W. Lim : "Fabrication and Mechanical Behavior of Aluminium Matrix Composite Material", Ph.D. dissertation, State Univ. of New York, (1990)
- [5] I. M. Huchings, Mater. Sci. Tech., 10 (1994) 513
- [6] S. W. Lim and T. Choh : J. Kor. Foundrymen's Soc. 18 (1998) 107
- [7] M. Vogelsang, R. J. Arsenault and R. M. Fisher : Met. Trans., 17A (1986) 379
- [8] G. A. Edwalds, M. J. Couper and G. L. Dunlop: Proceeding of the 4th Inter. Conf. on Aluminum Alloys, Vol II, Eds. by T.H.Sander, Jr. and E.A.Starke,Jr, Georgia, USA (1994) 629
- [9] S. H. Jin, H. W. Kim, S. B. Kang and I. D. Choi: J.Kor.Inst. Met. & Mater., 38 (2000) 653
- [10] H. K. Lee, C. Jin, K. Cho and I. M. Park : J.Kor.Inst. Met. & Mater., 33 (1995) 242
- [11] M. Tsujikawa, T. Tominaga and M. Kawamoto : Imono, 65 (1993) 559