

■■■■■■■■■■  
**論 文**  
 ■■■■■■■■■■

## 반응용탕단조법에 의한 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Si)/Mg 하이브리드 금속복합재료의 제조 및 특성평가

오동현 · 전상혁 · 박익민 · 조경목 · 최일동\*

### Fabrication and Properties of Reaction Squeeze Cast (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Si)/Mg Hybrid Metal Matrix Composites

Dong-Hyun Oh, Sang-Hyuk Jeon, Ik-Min Park, Kyung-Mox Cho and Il-Dong Choi\*

#### Abstract

In the present study, (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 Mg hybrid composite was fabricated using the squeeze casting method. During squeeze casting, molten Mg was infiltrated into the preform of 10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si and reaction product of Mg<sub>2</sub>Si intermetallic compound was formed by the reaction between molten Mg and Si powder. Microstructure has been observed and mechanical properties were evaluated for the reaction squeeze cast (RSC) hybrid composite. It was found that Si powder totally reacted with molten Mg to form Mg<sub>2</sub>Si. Reinforcement (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) and the reaction product (Mg<sub>2</sub>Si) are fairly uniformly distributed in Mg matrix for the squeeze cast hybrid composite. Mechanical properties were improved with hybridization of reinforcements, namely higher hardness and enhanced wear resistance comparing squeeze cast (15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/AZ91 Mg composite.

(Received November 17, 1999)

#### 1. 서 론

Mg 합금은 비중이 1.75g/cm<sup>3</sup>로서 철강재료, Al합금 등 널리 사용되고 있는 구조용 소재에 비하여 매우 가벼워서 특히 경량화가 요구되는 자동차 및 우주항공산업 분야의 소재로서 사용량이 근래에 크게 증가하고 있는 추세이다. 또한 Mg 합금은 진동 및 충격 감쇄능과 전자파 차폐능 등이 뛰어나서 이에 관련된 다양한 활용성도 기대되고 있다[1]. 최근에는 Mg합금의 낮은 강도를 높이고 내마멸성을 확보하는 등 기계적특성을 향상시킨 경량 신소재로서 Mg합금 기지 복합재료를 개발하기 위한 연구가 착수되었다[2-5].

경량 금속기지 (Al과 Mg합금 등) 복합재료의 제조 방법은 고상법과 액상법으로 대별되는데 고상법인 분말야금법은 강화재를 비교적 균일하게 분포시킬 수 있어 물성이 우수한 복합재료를 제조할 수 있으나 복잡한 공정을 거치게 되어 제조비가 높은 단점이 있다. 액상법인 주조법은 제조비가 낮은 장점은 있으나 액상

의 유동에 의한 강화재의 편중 분포의 방지가 어려운 점이다. 그러나 최근 다양한 복합재료의 액상법 제조 기술이 개발되면서 이와 같은 문제점이 상당히 해소되고 있다[6,7].

액상법중에서 용탕단조(squeeze casting)법은 강화재의 예비성형체에 금속 용탕을 가압 침투시키는 방법으로 강화재의 편중 분포가 적고 금속기지가 강화재 사이에 용이하게 함침이 되어 계면 젖음성이 양호하다. 또한 원하는 형상의 예비성형체와 금형을 제작 사용할 수 있고 국부적인 보강이 가능하며 near-net shape로 부품들을 대량생산 할 수 있어 액상법 중에서도 가장 효과적인 복합재료의 제조법으로 알려져 있다[8-10].

용탕단조에 의한 복합재료 제조시 예비성형체내에 산화물(TiO<sub>2</sub>, NiO) 혹은 금속(Ni, Fe, Cu) 분말을 첨가하여 금속 용탕과 in-situ 반응을 일으켜 고경도의 금속간화합물을 기지 내에 형성시키는 반응용탕단조(reaction squeeze casting)법이 Al합금기지 복합재료의 제조에서 시도된 바가 있다[11-17]. 금속 용탕과 반응

부산대학교 금속공학과(Department of Metallurgical Eng., Pusan National University)

\*한국해양대학교 재료공학과(Department of Materials Eng., Korea Maritime University)

하여 생성되는 금속간화합물은 금속기지를 더욱 효과적으로 강화시켜 기존의 복합재료에 비해 경도가 높고 내마멸성을 향상시킬 수 있기 때문이다.

본 연구에서는 반응용탕단조법으로 Mg 하이브리드 복합재료를 제조하여 물성을 평가하고자 하였다. 즉 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 단섬유와 Si분말을 혼합한 예비성형체에 Mg 용탕을 가압 침투시켜 Mg용탕과 Si의 반응에 의한 Mg<sub>2</sub>Si를 생성케 하여 복합재료를 제조하였다. Mg<sub>2</sub>Si는 경도와 용점이 높아서[18,19] Mg합금의 강화재로서 효과적인 역할을 할 수 있다. 반응 용탕단조법으로 제조된 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료는 용탕단조법으로 제조한 단일 섬유강화 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료와 비교하면서 미세조직을 조사하고 기계적특성을 평가하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에서는 Fe, Cu, Ni 등 불순물을 최소화하여 내식성을 향상시킨 AZ91 Mg합금(Mg-9%Al-1%Zn)과 AZ91 Mg합금에 6.5%Si를 첨가한 합금을 제조하여 기지재료로 사용하였다. 강화재는 평균직경 3.0 μm, 평균길이 200 μm인 알루미나 단섬유(Saffil RF grade: 97%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-3%SiO<sub>2</sub>) 및 평균직경 5 μm의 Si 분말을 사용하였다. 용탕단조법으로 하이브리드 복합재료를 제조하기 위하여 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si) 예비성형체에 AZ91 Mg합금을 침투시키는 방법과 10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 예비성형체에 AZ91 Mg합금+6.5%Si을 침투시키는 방법을 택하여 하이브리드 복합재료의 제조를 시도하였다.

### 2.1 예비성형체의 제조

예비성형체를 제조하기 위하여 이온교환수(250 ml)에 알루미나 단섬유와 Si 분말을 혼합한 slurry를 교반기 내에서 1000~3000 rpm으로 충분히 교반하여 강화재의 배향성을 제거하였다. 또한 예비성형체의 적정 강도를 확보하기 위하여 교반시에는 유기바인더(cation starch)와 무기바인더(silica colloid)를 첨가하였고, 여수성과 강화재의 균일 분산을 위하여 응집제(cationic polyacrylamide)를 첨가하였다. 또한 slurry에 기포를 제거하여 양호한 예비성형체를 제조하기 위해 진공으로 탈포 처리를 행하였다. 예비성형체는 slurry를 아크릴 금형에 주입한 후 약 70 torr로 흡입 여과하고 가압하여 복합재료를 제조하였을 때 강화재의 부피분율을

약 15%가 되도록 조정하여 제조하였다. 예비성형체는 3일간 자연건조 후 90°C에서 24시간 열풍순환 건조시켰다[20]. 또한 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 예비성형체도 동일한 공정을 거쳐 제조하였다.

### 2.2 용탕단조법에 의한 복합재료의 제조

용탕단조법을 이용하여 복합재료를 제조하기 위하여 400°C로 예열된 금형에 예비성형체를 장착하고 Mg합금 용탕을 주입한 후 가압하였다. 예비성형체는 금형에서 충분히 예열시켜 기지금속과 강화재의 젖음성을 향상시켰다. AZ91 Mg합금은 MgCl-KCl-NaCl계와 CaF<sub>2</sub>-MgF<sub>2</sub>-MgO계의 flux를 사용하여 용해하였다. 용탕주입온도는 800°C로 하였고 가압력 35 MPa, 가압지연시간 7초, plunger이동속도 16 mm/sec, 가압유지시간 60초의 조건으로서 복합재료를 제조하였다. 또한 용탕단조시 예비성형체 내에 열전대를 삽입하여 온도 변화를 측정하여 용탕단조시 생성물의 반응성을 확인하였다.

### 2.3 미세조직 관찰 및 기계적 특성 평가

반응용탕단조법으로 제조한 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료는 옥살산으로 에칭시킨 뒤 광학현미경 및 주사식 전자현미경을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 용탕단조시 반응생성물은 XRD 및 EDS 분석으로 확인하였다. Micro-Vickers 경도기를 이용하여 loading time 10초, load 1 kg의 조건으로 복합재료의 경도를 측정하였으며, 복합재료의 마멸특성은 TE53 multi-purpose friction & wear tester를 이용하여 total sliding contact block on roller type으로 시험편의 마멸량을 측정하는 방법으로 평가하였다. 마멸시험은 sliding speed 1.23 m/sec, sliding distance 1 km 로서 하중을 변화시키면서 행하였고, 상대재질은 고속도강을 사용하였다. 아울러 상온 및 350°C에서 인장시험을 행하여 인장특성을 평가하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 미세조직

Fig. 1의 (a), (b)는 각각 진공흡입법으로 제조된 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 단일섬유 예비성형체와 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si) 하이브리드 예비성형체를 나타낸 것으로 강화재의 분포가 비교적 양호한 것을 확인할 수 있다. 특히 (b)의 경우 Si분말들이 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 단섬유 사이에 균일하게 분포

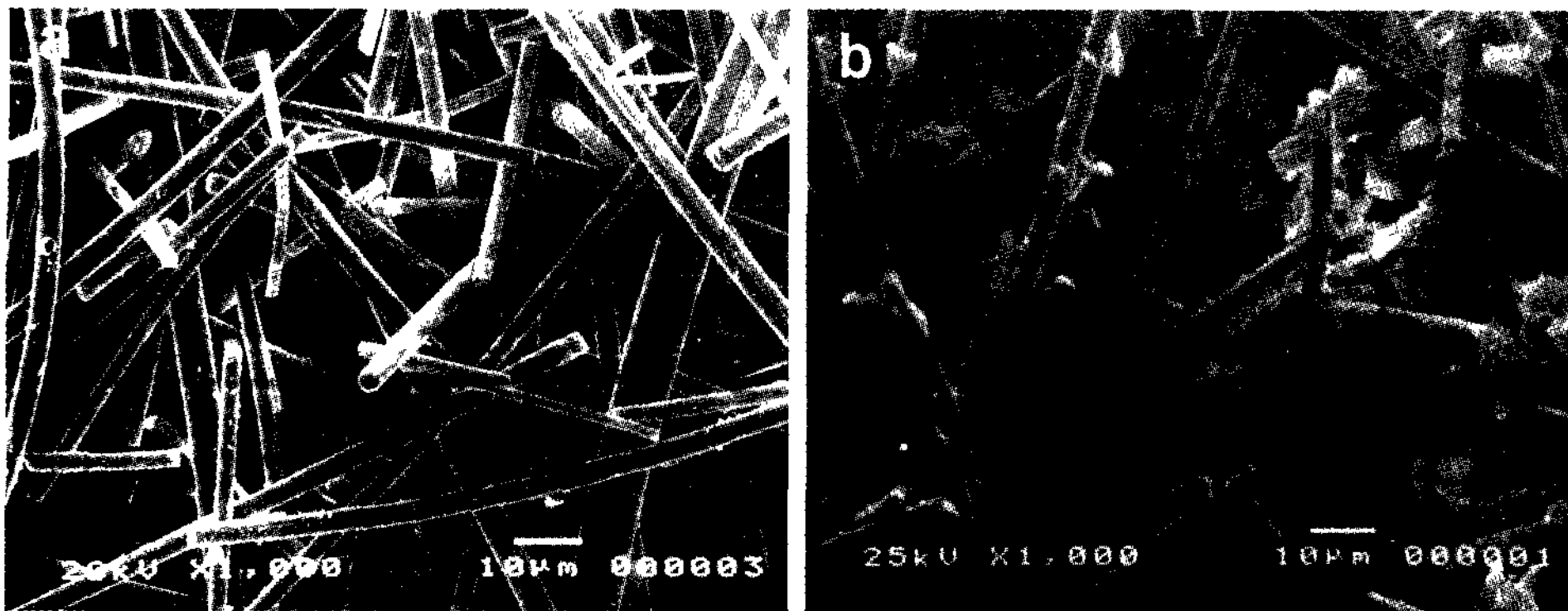


Fig. 1. SEM morphology of (a) 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, (b) (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si) hybrid preform.

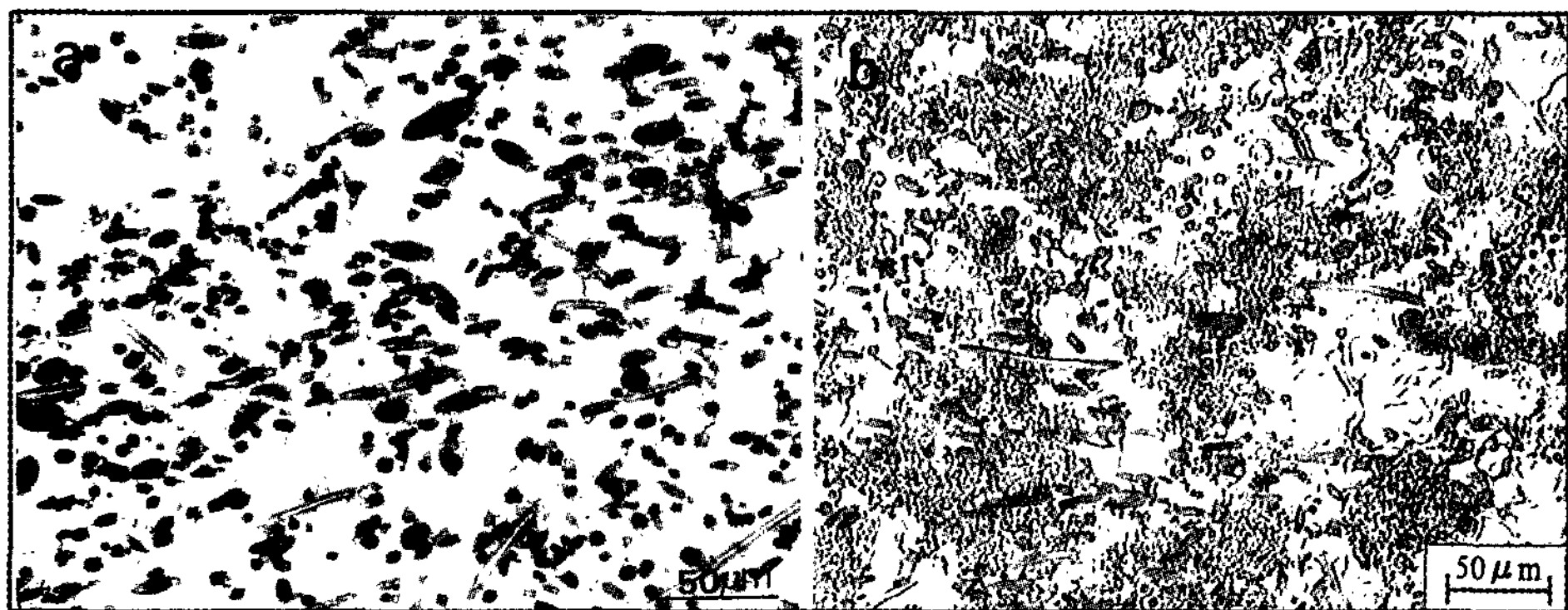


Fig. 2. Optical microstructure of (a) 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 composites, (b) (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 hybrid composites.

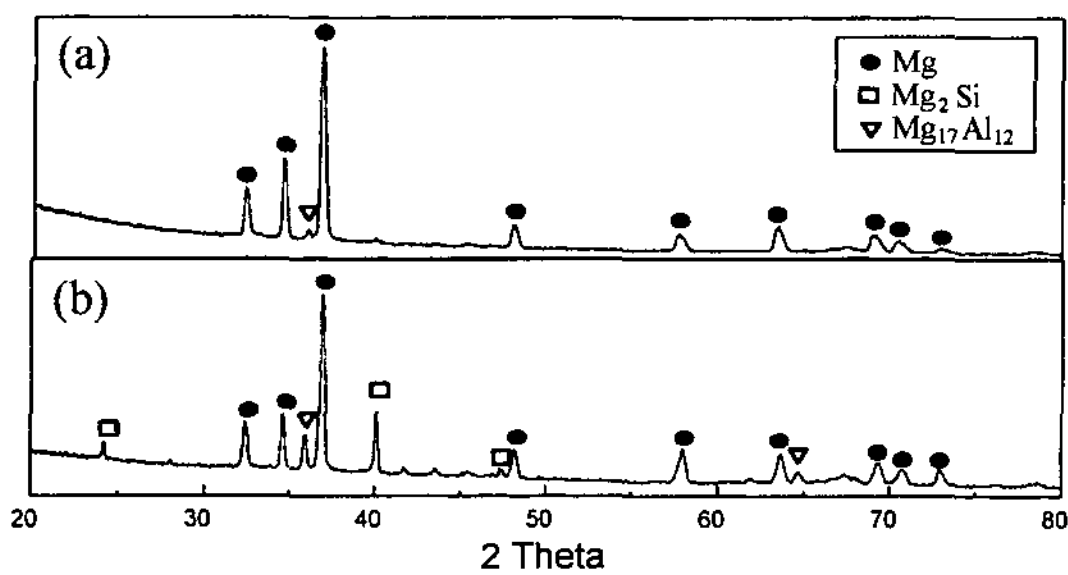


Fig. 3. X-ray diffraction pattern of (a)15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 composites, (b)(10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 hybrid composites.

어 있는 것을 관찰할 수 있다.

Fig. 2는 용탕단조법으로 Mg용탕을 예비성형체에 침투시켜 제조한 복합재료의 광학현미경 조직사진으로서 (a)는 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료이고 (b)는 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료이다. (a)와 (b) 복합재료에서 모두 강화재가 균일하게 분포되어 있고 주조결함이 발견되지 않아 미세조직 상에서는 성공적

로 복합재료가 제조되었음을 확인하였다. 특히 (b)의 하이브리드 복합재료에서는 Mg기지조직 내에 반응생성물로 보이는 석출물들이 관찰되었다.

Fig. 3은 X선 회절시험의 결과로서 하이브리드 복합재료에서의 석출물이 Mg<sub>2</sub>Si임을 확인할 수 있었고, Si성분은 나타나지 않아 첨가한 Si가 대부분 반응하여 석출물로 생성된 것으로 판단된다.

Fig. 4의 주사전자현미경 조직사진에서도 알루미늄나 단섬유 사이에 분포한 5µm이하의 미세한 polygon형태의 석출물(A로 표시)이 관찰되었으며, EDS분석결과 Mg<sub>2</sub>Si임을 확인하였다. 즉 용탕단조시 예비성형체 내의 Si 분말이 Mg 용탕과 반응하여 Mg<sub>2</sub>Si 금속간화합물이 생성되어 석출된 것임을 알 수 있었다.

본 연구에서는 반응용탕단조법으로 하이브리드 복합재료를 제조하기 위하여 시험적으로 두가지 방법을 검토하였다. 즉 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si) 예비성형체에 Mg합금을 침투시키는 방법과 10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 예비성형체에 AZ91합금+6.5%Si을 침투시키는 방법이다. 첫번째로

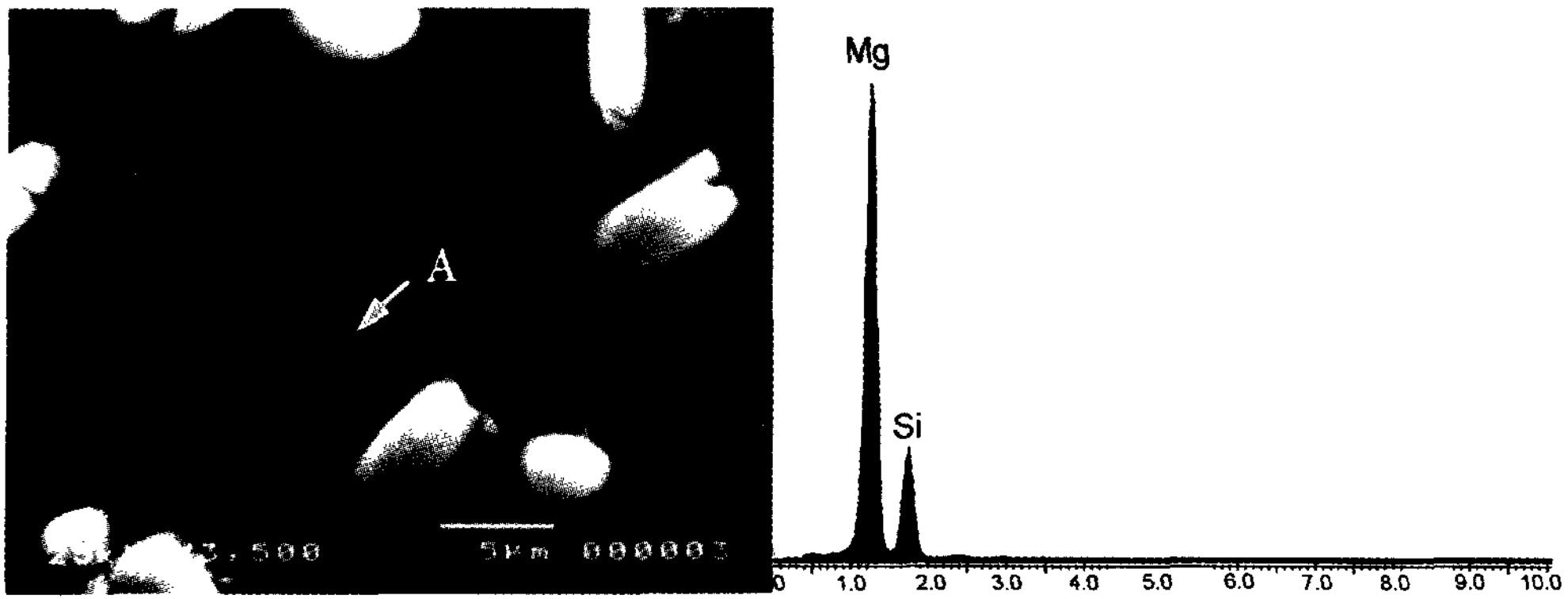


Fig. 4. SEM microstructure and EDS analysis of (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 hybrid composites.

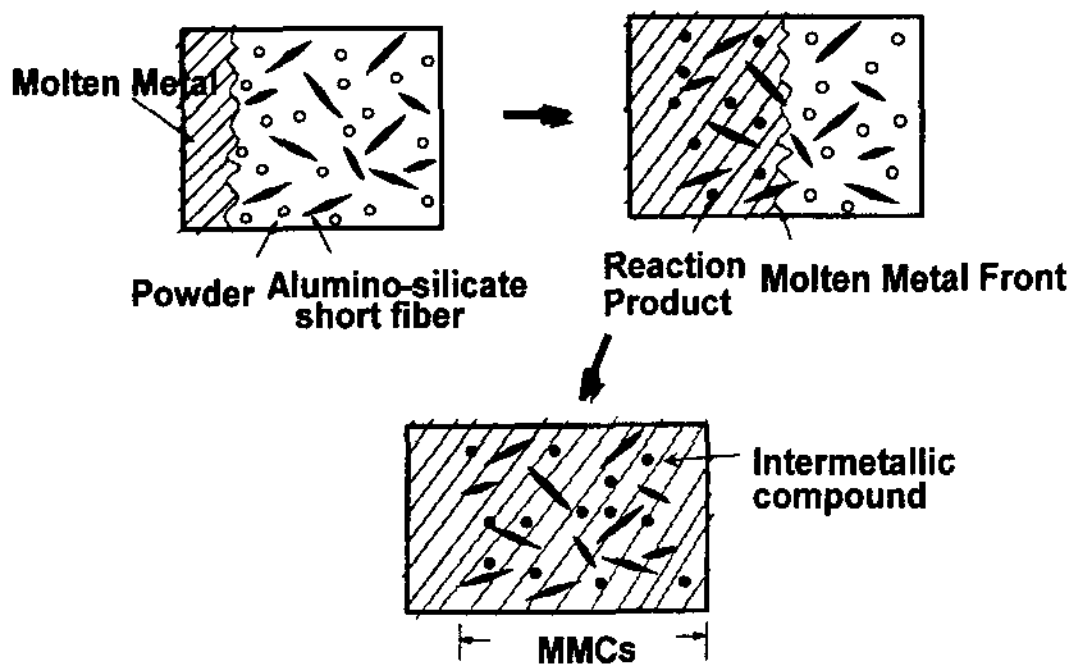


Fig. 5. In-situ fabrication method for intermetallic compound formation during squeeze casting.

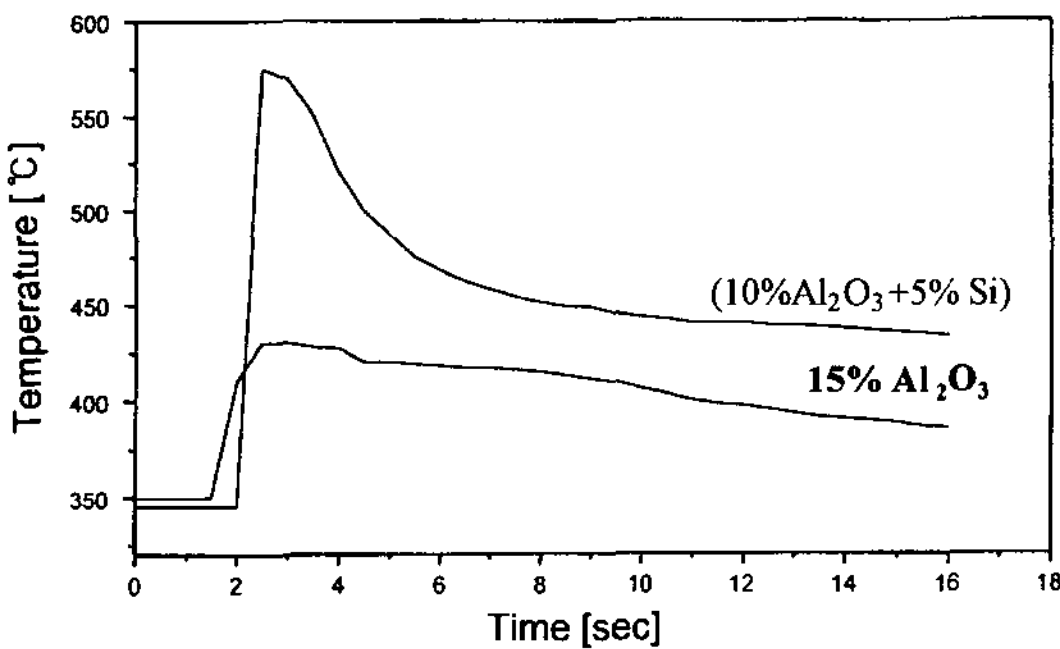


Fig. 6. Change of temperature in preform during squeeze casting process.

(10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si) 예비성형체에 Mg용탕을 침투시키면 Fig. 5의 모식도에서와 같이 2Mg(l) + Si(s) → Mg<sub>2</sub>Si(s)의 반응에 의해 예비성형체의 내부에서 Mg<sub>2</sub>Si 금속간화합물이 생성된다. 이와같은 용탕단조시의 Mg<sub>2</sub>Si 석출반응은 Fig. 6에 나타낸 예비성형체 내의 온도변화로써 확인되었다. Fig. 6에서의 온도변화 양상을 살펴보

면 Mg 용탕을 주입하기 전에 400°C로 가열된 금형 내에 장착된 예비성형체의 온도가 350°C 정도이었는데, Mg용탕 주입 후 가압시 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 예비성형체 내의 온도는 약 430°C로 상승한 뒤 서서히 감소하였고 반면 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si) 예비성형체 내의 온도는 570°C로 훨씬 높게 상승한 뒤 감소하였다. 이는 용탕단조로 하이브리드 복합재료 제조 시 Mg용탕과 Si분말이 반응하여 Mg<sub>2</sub>Si가 생성될 때 생긴 반응열에 의한 것이다.

그러나, 두 번째로 10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 예비성형체에 AZ91합금+6.5%Si 용탕을 침투시키면 그림 7(a)의 모식도에서와 같이 용탕이 예비성형체에 침투하기 전에 조대한 Mg<sub>2</sub>Si 금속간화합물이 생성되어[21] 예비성형체 내에서의 석출물 생성은 불가능하게 된다. 이 경우 실제로 용탕단조한 미세조직을 Fig. 7(b)에 나타내었는데 예비성형체와 용탕이 복합된 부위에서는 전혀 Mg<sub>2</sub>Si가 관찰되지 않았고 예비성형체 상층부의 비복합부 응고조직에서 예비성형체에 침투하지 못한 polygon 형태의 조대한 초정 Mg<sub>2</sub>Si (평균크기 63 μm)가 확인되었다.

### 3.2 기계적 특성 평가

Fig. 8에 미세경도측정결과를 나타내었는데 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료가 239 Hv로서 15% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료 108 Hv에 비해 2배이상 높은 값으로 나타났다. 이는 Mg용탕과 Si 분말의 반응에 의해 생성된 Mg<sub>2</sub>Si 금속간화합물이 Mg기지에 균일하게 분포되어 기지강화 효과가 나타났기 때문이다.

Fig. 9는 용탕단조한 AZ91합금, 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 단섬유강화 복합재료 및 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하

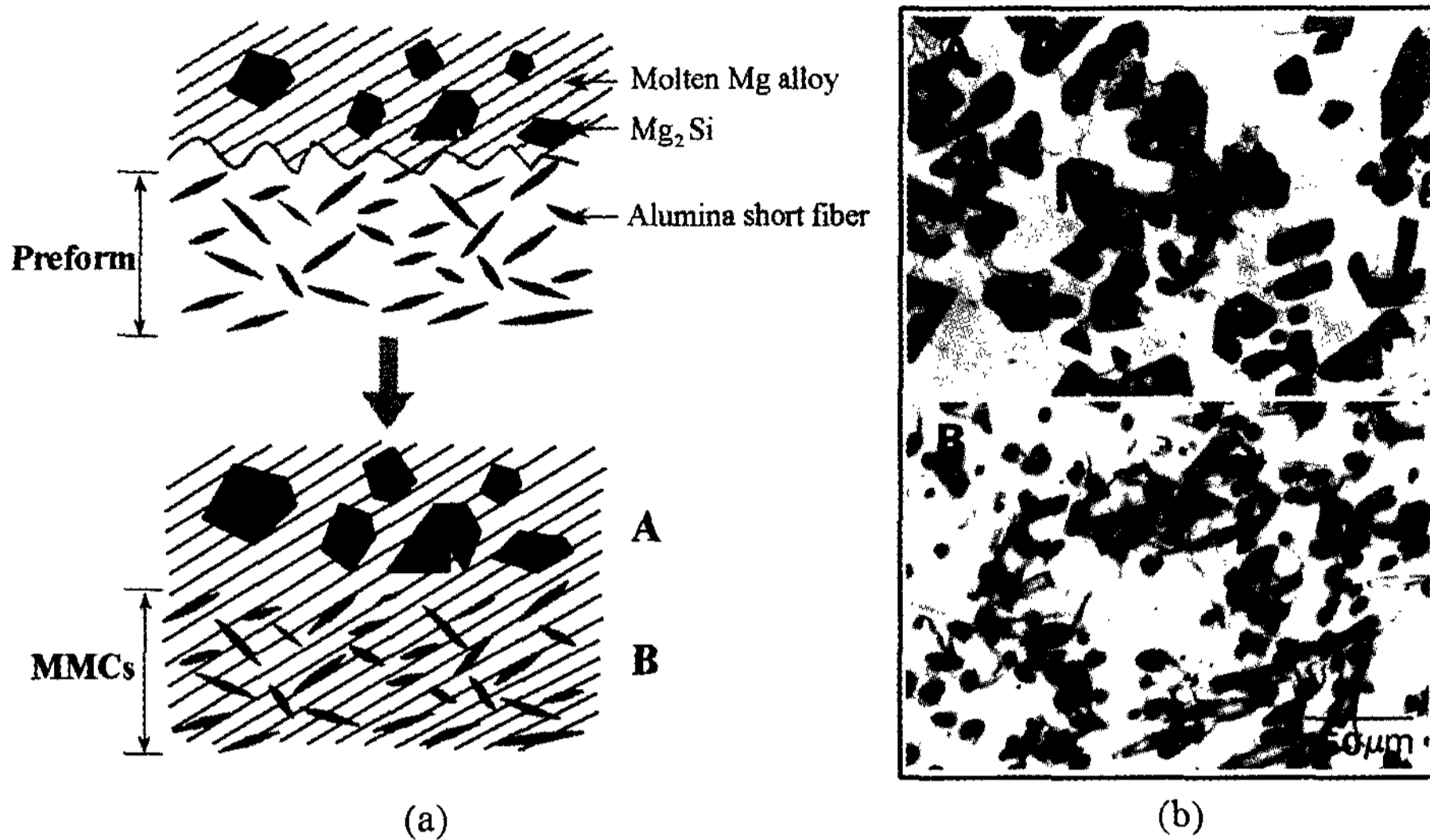


Fig. 7. Schematic diagram (a) and optical microstructure of Mg composites with Mg-9Al-6.5Si-1Zn matrix alloy (b).

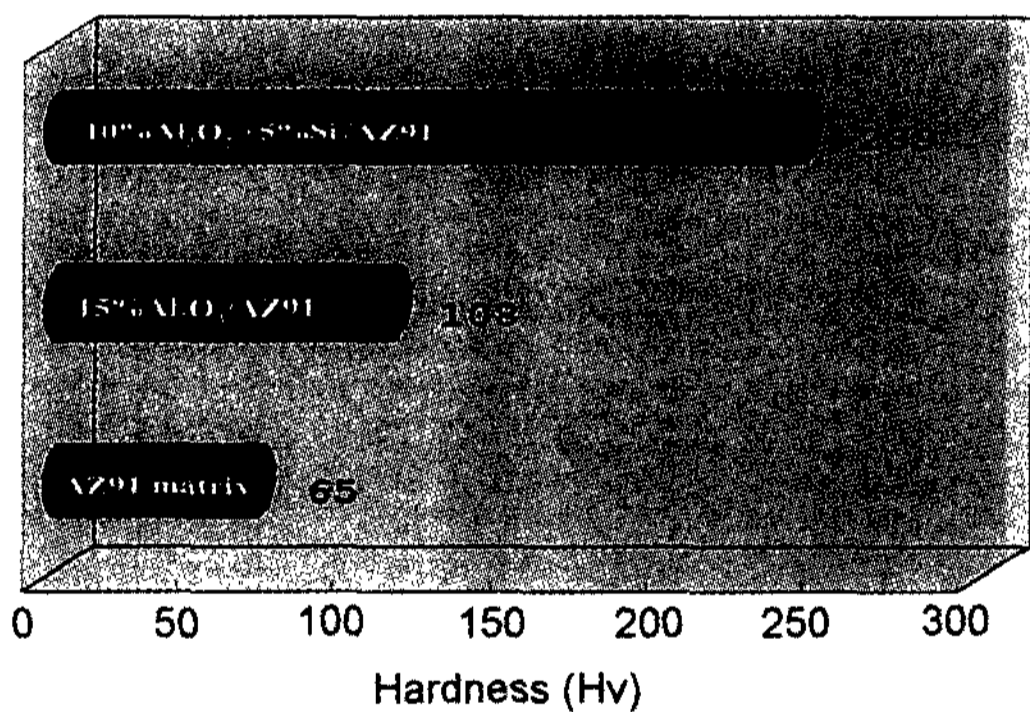


Fig. 8. Hardness of squeeze cast AZ91 and AZ91 matrix composites.

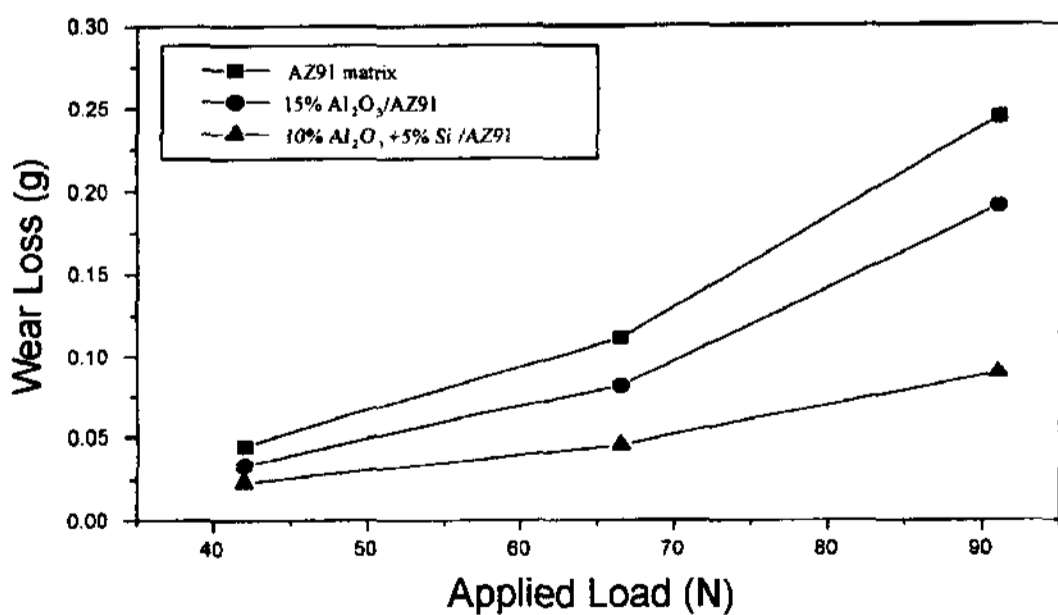


Fig. 9. Wear loss of AZ91 and AZ91 matrix composites with variations of applied load.

이브리드 복합재료의 마멸시험결과를 나타낸 것이다. 마멸시험 조건은 마멸속도 1.23 m/s, 마멸거리 1 km로

유지하였고 하중을 42N, 66.5N, 91N으로 변화시켜 실험하였다. 하중이 증가할수록 마멸량은 모두 증가하였다. 특히 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 금속복합재료의 경우 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료에 비해 내마멸성이 현저히 개선됨을 알 수 있었다. (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료의 내마멸성 증가는 Mg<sub>2</sub>Si 석출물 생성에 따른 경도증가에 기인된 것으로 판단된다. 마멸거동을 고찰하기 위해 하중 66.5N에서 마멸시험한 시편의 마멸면 및 마멸입자를 주사식 전자현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 10에 나타내었다. 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료의 경우 상대재질과의 마찰로 인해 마멸면에서 온도가 상승하여 시편의 연화가 생기고 활주방향으로 소성변형이 일어나 큰 판상의 입자가 떨어져 나간 것을 확인할 수 있으며, 주된 마멸기구는 응착마멸(adhesive wear)이었다. 이에 비해 경도가 높은 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료는 마멸면이 평활하였고 소성변형은 국부적으로 발생하였으며 비교적 작은 마멸입자들이 생김을 확인하였다. 이는 Mg 기지에 균일하게 분포된 Mg<sub>2</sub>Si가 표면의 균열이나 소성변형을 방지하는 역할을 하기 때문이며 주된 마멸기구는 연삭마멸(abrasive wear)이었다[22-24].

Fig. 11은 상온 및 350°C에서의 인장시험 결과로써, 상온에서는 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료가 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 단일섬유 강화 복합재료에

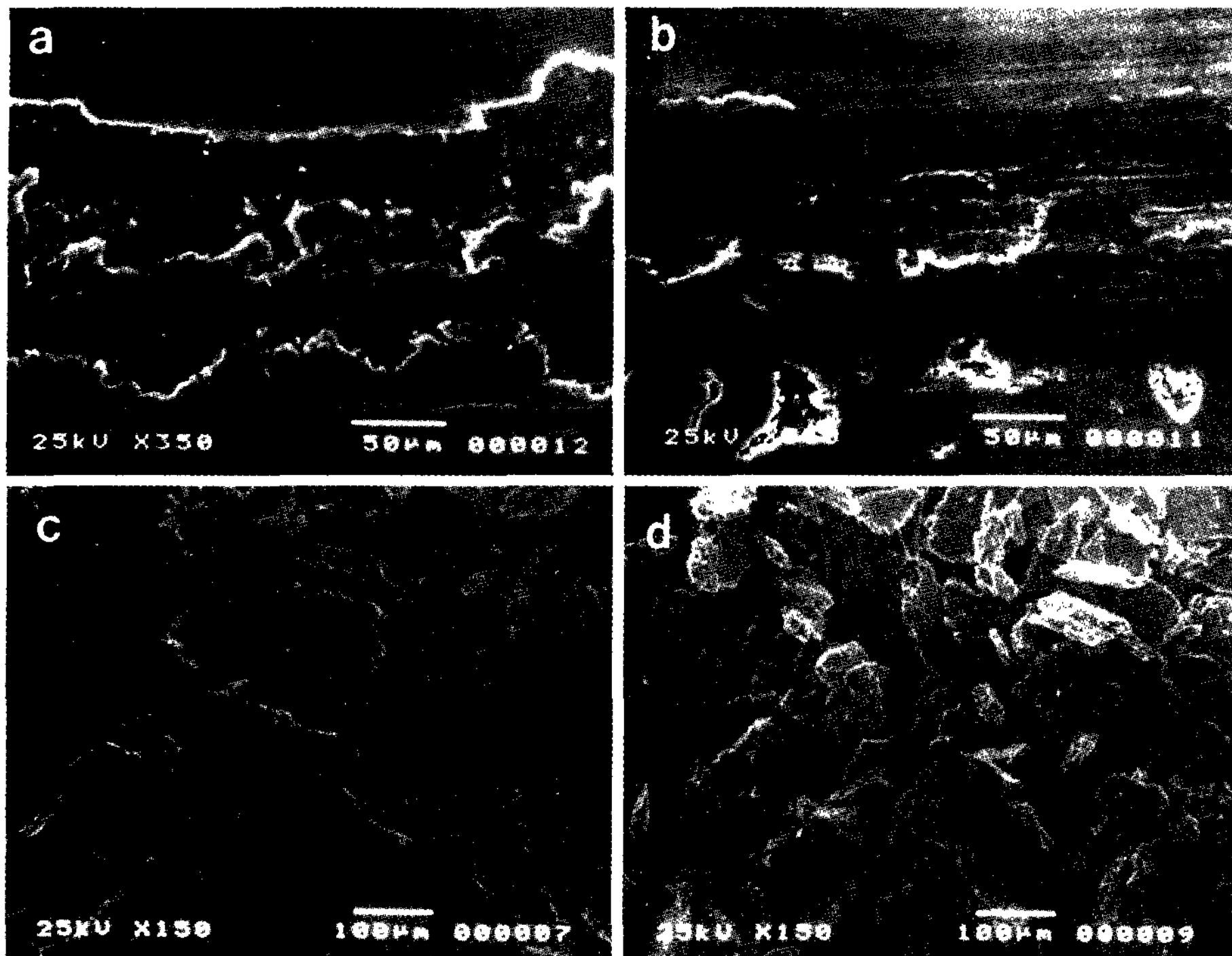


Fig. 10. SEM micrographs of worn surfaces and debris of AZ91 matrix composites. worn surface : (a) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91, (b) (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Si)/AZ91, worn debris : (c) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91, (d) (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Si)/AZ91

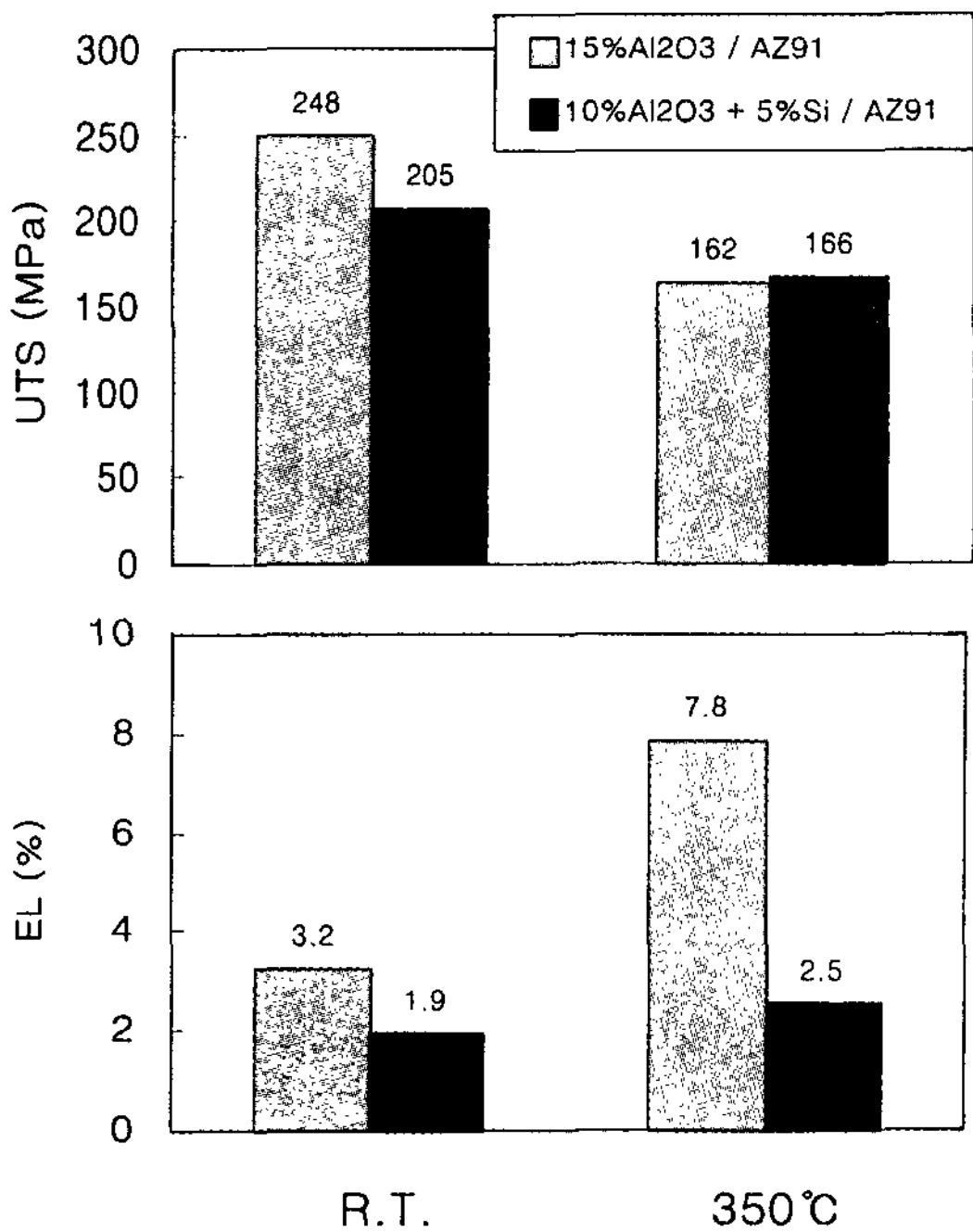


Fig. 11. The tensile test results of the AZ91 matrix composites at room temperature and 350°C.

비해 최대 인장강도가 더 낮게 나타났고, 350°C에서는 비슷한 인장강도 값을 나타내었다. 상온 및 350°C에서의 연신율은 하이브리드 복합재료가 더 낮게 나타났다. 상온과 비교하여 350°C에서는 연신율 증가폭은 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료가 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료에 비하여 훨씬 낮았다. 하이브리드 복합재료는 강화재인 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 단섬유의 부피분율이 5% 낮아서 상온에서 최대 인장강도값이 낮아졌으나 고경도, 고융점의 Mg<sub>2</sub>Si 금속간화합물의 생성으로 고온에서의 인장강도는 상당히 회복되었다. 한편 하이브리드 복합재료가 인장하중을 받을 때 Mg<sub>2</sub>Si는 취약하여 기지와 의 계면이 쉽게 분리되고 미세균열의 시작점을 제공하는 것으로 알려져 있어[25] 특히 고온에서 연신율 증가효과는 나타나지 않은 것으로 판단된다. 또한 Mg<sub>2</sub>Si의 생성 이외에도 계면반응 생성물 MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, MgO, MgZn, Mg<sub>2</sub>Ni, Mn<sub>3</sub>Zn<sub>2</sub>, SiO<sub>2</sub> 등이 강도 저하의 요인으로 작용할 수도 있다. 그러나 하이브리드 복합재료의 상온과 고온 인장강도의 차이가 단일섬유 강화 복합재료보다 작음을 알 수 있는데 이는 고온에서 안정한 Mg<sub>2</sub>Si 금속간화합물의 기지강화 효



Fig. 12. SEM fractograph of the tensile test specimen of (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Si)/AZ91 matrix composites.

과에 의한 것으로 사료된다[26].

Fig. 12는 SEM으로 관찰한 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료 인장시험편의 파단면이다. 하이브리드 복합재료의 경우 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 단섬유의 pull out 이 비교적 적게 관찰되지만 Mg<sub>2</sub>Si 에 의한 작은 편린 상의 취성파단면이 관찰되어 연성이 낮아지는 원인이 된 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

반응용탕단조법으로 제조한 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료와 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료의 미세조직을 관찰하고 기계적특성을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 하이브리드 복합재료를 제조하기 위하여 양호한 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si) 예비성형체를 제조하였다. 아울러 용탕단조법으로 강화재를 균일하게 분포시킨 양호한 미세조직의 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료를 제조하였다.

2. 반응용탕단조시 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료에서 예비성형체의 Si분말과 Mg용탕의 반응에 의해 Mg기지에 균일하게 분포된 Mg<sub>2</sub>Si 금속간화합물이 생성되었다.

3. (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료는 Mg<sub>2</sub>Si상 형성에 의해 단일섬유 강화 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 복합재료에 비해 경도가 2배 이상 증가하였다. 아울러 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료의 내마멸성도 전반적으로 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 단일섬유 강화 복

합재료에 비해 훨씬 향상되었고, 마멸기구도 15% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/AZ91 단일섬유 강화 복합재료는 응착마멸을 나타내었으나 (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료는 Mg기지에 균일하게 분포된 Mg<sub>2</sub>Si 로 인하여 연삭마멸을 나타내었다.

4. (10%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+5%Si)/AZ91 하이브리드 복합재료에서의 인장강도는 Mg<sub>2</sub>Si상의 형성으로 다소 개선할 수 있음을 확인하였다.

#### 후 기

본 연구는 1998년도 학술진흥재단 과학기술기초중점 연구지원비(신소재 분야)로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

- [1] C. Mayencourt and R. Schaller : Proc. ICCM-11, Fatigue, Fracture and Ceramic Matrix Composites (1997) 833.
- [2] A. Mortensen and V. Tanake : Metall. Trans. A, 21A (1990) 2059.
- [3] T. W. Clyne and J. F. Mason : Metall. Trans. A, 18A (1987) 1519.
- [4] K. Saganuma, G. Sasaki, T. Fujita and M. Tokuse : J. Japan Inst. Light Metals, 41 (1991) 297.
- [5] S. K. Hong, H. Tezuka and A. Kamio : The 3rd Asian Foundry Congress, Z. H. Lee, C. P. Hong and M. H. Kim, eds., Kyungju, Nov. (1995) 312.
- [6] M. Kobashi and T. Choh : Proc. ICCM-12, Metal Matrix Composites (1999) abst. 454.
- [7] S. Lim, T. Imai, Y. Nishida and D. Jiang : Proc. ICCM-11, Metal Matrix Composites and Physical Properties (1997) 486.
- [8] 西田義則·井澤紀欠:特集(シソプル・プロセス)-溶湯段造法, 金屬 (1992) 27.
- [9] John E. Allison and Gerald S. Cole : JOM, 1 (1993) 19.
- [10] E. K. Jeon, M. J. Kim, I. D. Choi, K. M. Cho and I. M. Park : Proc. of the 2nd Pacific Rim Intern. Conf. on Advanced Materials and Processing, K. S. Shin, J. K. Yoon and S. J. Kim, eds., KIM, Kyungju, June (1995) 2675.
- [11] C. O. Son, I. M. Park, K. M. Cho and I. D. Choi : Proc. ICCM-12, Metal Matrix Composites (1999) abst. 659.
- [12] I. M. Park, S. S. Kim, S. J. Kim and I. D. Choi : J. of the Korean Foundrymen's Society, 17 (1997) 338.
- [13] H. Fukunaga : Proc. of the 2nd Pacific Rim Intern. Conf. on Advanced Materials and Processing, K. S. Shin, J. K. Yoon and S. J. Kim, eds., KIM, Kyungju, June (1995) 2675.
- [14] H. Fukunaga : J. of Soc. Mater. Sci., Jpn., 43 (1994) 373.
- [15] I. Tsuchitori and H. Fukunaga : J. of Jpn. Inst. of Light

Metals, 43 (1993) 459.

[16] I. Tsuchitori and H. Fukunaga : Proc. ICCM-10, Ceramic Matrix Composites and Other System, (2) (1993) 906.

[17] H. Fukunaga and G. K. Yeoh : J. of Jpn. Soc. of Powd. and Powd. met., 39 (1992) 459.

[18] Eberhard E. Schmid, Kersten von Oldenberg and G. Frommeyer : Z. metal., 81 (1990) 809.

[19] G. H. Li, H. S. Gill and R. A. Varin : Metal. Trans. A. 24 (1993) 2383.

[20] M. S. Kim, K. M. Cho and I. M. Park : J. of the Korean Foundrymen's Society, 14 (1994) 537.

[21] J. J. Kim, D. H. Kim, S. J. Park and N. J. Kim : J. of the Korean inst. of Met. and Mater., 34 (1996) 1558.

[22] David A. Rigney : Fundamentals of friction and wear of materials. ASM, 13 (1980) 184.

[23] S. Y. Kim, Y. K. Cho, H. T. Lee and K. M. Cho : J. of the Korean inst. of Met. and Mater., 37 (1999) 474.

[24] H. K. Lee, C. Jin, K. M. Cho and I. M. Park : J. of the Korean inst. of Met. and Mater., 33 (1995) 242.

[25] M. Mabuchi, K. Kubota and K. Higashi : J. of Mater. Sci. 31 (1996) 1529.

[26] Zhirui Wang and Raby J. Zhang : Metall. Trans. A 22A (1991) 1585.