

|||||||
論 文
|||||||

반응 용탕단조한($Al_2O_3 \cdot SiO_2 + Ni$)/Al 하이브리드
금속복합재료의 제조 및 특성

김상석 · 박익민 · 김성준* · 최일동**

Fabrication and Properties of Reaction Squeeze Cast
($Al_2O_3 \cdot SiO_2 + Ni$)/Al Hybrid Metal Matrix Composites

Sang-Suk Kim, Ik-Min Park, Sung-Joon Kim* and Il-Dong Choi**

Abstract

Mechanical properties of (10% $Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al hybrid composites fabricated by the reaction squeeze casting were compared with those of (15% $Al_2O_3 \cdot SiO_2$)/Al composites. Al-Ni intermetallic compounds (10~20 μm) formed by the reaction between nickel powder and molten aluminum were uniformly distributed in the Al matrix. These intermetallic compounds were identified as Al_3Ni using X-ray diffraction analysis and they resulted in beneficial effects on room and high temperature strength and wear resistance. Microhardness values of (10% $Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al hybrid composite were greater by about 100Hv than those of (15% $Al_2O_3 \cdot SiO_2$)/Al composite. Wear resistance of (10% $Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al hybrid composites was superior to that of (15% $Al_2O_3 \cdot SiO_2$)/Al composites regardless of the applied load. While tensile and yield strength of (10% $Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al hybrid composites were greater at room temperature and 300°C, strength drop at high temperature was much smaller in hybrid composites. (Received February 12, 1997)

1. 서 론

금속기 복합재료는 금속과 세라믹 강화재를 복합화 하여 비강도, 비강성, 감쇄특성, 내마멸성등을 향상시키려는 tailored materials로서 고분자 복합재료에 비하여 사용되는 기지 재료의 높은 연성과 고강도에 의하여 횡방향 및 층간전단 강도가 높다. 열전기적으로 치수 안정성 및 낮은 열팽창계수, 높은 전기전도도 특성으로 인하여 일반 기계적 구조물 뿐만 아니라 고온 환경 및 열변형이 심한 우주 환경 구조물, 전기 포장 재료 등에 연구 개발되고 있으며 응용 가능한 범위가 넓다[1-4]. 금속기 복합재료의 기지 재료로는 Al합금, Mg합금, Ti합금 등이 이용되고 있고, 강화재의 형태로는 continuous fiber, short fiber, whisker, particle 등이 사용되고 있다.

특히, 자동차 엔진 부품으로 많이 사용되고 있는 Al 합금 금속기 복합재료의 경우 고온에서의 Al기지의 연

화 및 강화재와 기지 합금과의 계면반응으로 인한 강도의 저하등에 따라 적용 범위가 제한되고 있는 실정이다. 최근에 이러한 문제를 극복하기 위하여 반응 용탕단조법(Reaction squeeze casting)이 제안되었다. 이는 용탕단조시 Al용탕과 금속 분말(Fe, Cu, Ni) 혹은 금속 산화 분말(TiO_2 , NiO)과의 반응에 의해 기지내에 금속간화합물을 형성시켜 경도, 내마멸성, 그리고 고온강도 등의 기계적 특성을 향상시키는 방법이다[5-8].

금속간화합물은 용해주조법, 분말야금법, 소성가공법, 반응 용탕단조법 등으로 제조가 가능하다. 용해주조법은 plasma arc 등으로 고온 용해, 주조하므로 금형에 의해 오염되기 쉬우며 Ti-Al계 화합물의 경우 저융점의 Al이 증발하기 쉬우므로 목적 조성의 재질을 얻기가 어렵다. 분말야금법의 경우 비표면적이 넓어서 입자표면에 산소의 흡착에 의한 오염이 생기기 쉬우며 소결과정 중에서 수축이 심하고 고밀도 제품을 얻기가 어렵다. 소성가공법은 가공이 고온에서 행해져

부산대학교 금속공학과 (Dept. of Metallurgical Engineering, Pusan National University)

*한국기계연구원 (Korea Institute of Machinery and Materials)

**한국해양대학교 재료공학과 (Dept. of Mat. Eng., Korea Maritime University)

야 하며, 복잡한 형상 성형이 곤란하다. 반면 반응 용탕단조법은 고융점 금속의 섬유나 입자 상태의 예비성형체내에 저융점 금속 용탕을 금형에 장입한 후 가압 함침시킴으로서 저융점 금속의 용점 근처에서 제조 가능하므로 승온 부담을 덜 수 있으며 복합화는 대기중에서도 가능하고 near-net-shape로 대량 생산이 가능하여 실용적인 측면에서 가장 효율적인 방법으로 알려져 있다[9].

본 연구에서는 자동차 엔진 부품에 요구되어지는 고온강도, 비강도, 내마멸성등을 향상시킬수 있는 하이브리드 복합재료 개발의 기초 연구로서, aluminosilicate 단섬유와 Ni 분말의 하이브리드 예비성형체를 제조하여 Al용탕을 가압침투 응고시키면서 용탕 반응에 의한 Al-Ni 금속간화합물의 형성등을 검토하고, 이렇게 반응 용탕단조법으로 제조된(10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al 하이브리드 복합재료의 미세조직, 내마멸성, 고온 및 상온인장 강도 등의 기본특성을 기존의 섬유 강화 효과만 고려한(15%Al₂O₃·SiO₂)/Al 복합재료와 비교 평가하였다.

2. 실험방법

2.1 재료

본 연구에서는 기지재료로 순도 99.9%의 순수 알루미늄과 강화재로 Isolite사에서 제조된 평균직경 2.8 μm, 길이 200 μm의 비정질 Kaowool 단섬유(47% Al₂O₃-53%SiO₂)와 평균 직경이 2~3 μm, 순도 99.9%의 Ni분말을 사용하였다.

2.2 예비성형체 제조

하이브리드 예비성형체의 제조는 이온교환수(250 ml)에 강화재(단섬유, 분말)를 2:1로 혼입한 후 slurry 상태로 만든 다음 최대 4000 rpm 교반기로 1000~3000 rpm으로 반복 교반하면서 2%무기바인더(5 ml SiO₂), 2%유기바인더(5 ml starch), 1%응집제(2.5 ml cationic polyacrylamide)를 첨가하였다. 그런 다음 다시 약 5분 정도 교반한 후 포수제(Dodecylbenzene sulfonate)를 0.1~0.3 ml 첨가한 후 closed micro pore가 없는 양호한 예비성형체 제조를 위해 30torr, 50~500 rpm으로 진공 감압 탈포 처리를 행하였다. 이렇게 제조된 slurry를 아크릴 금형에 주입하고 흡입펌프로 약 70torr로 흡입 여과를 행하면서 아크릴 프레스로 가압하여 강화재의

적정 부피분율(Vf)이 15%가 되도록 조정하였다. 이렇게 제조된 예비성형체(84.5 mm×32 mm×20 mm)를 3일간 자연 건조를 행한 후, 105°C에서 24시간 열풍순환 건조기에서 건조시켰다[10].

2.3 반응 용탕단조에 의한 복합재료의 제조

복합재료의 제조 조건으로는 최대하중 50 ton의 유압식 프레스에 가압용 plunger와 최고 가열온도 500°C의 금형을 설치한 용탕단조장치를 사용하였다. 또한 최고 용해온도 1000°C의 기지 금속 용해용 전기로와 최고 가열온도 1000°C의 예비성형체 예열용 전기로를 사용하였다. 복합재료의 제조시 기지 금속과 강화재 사이의 젖음성을 향상시키기 위하여 예비성형체를 예열용 전기로에서 400°C로 예열하여, 400°C로 가열된 금형내에 장착하였다. 그리고, 용탕온도를 750°C, 800°C, 850°C, 900°C로 변화시키면서 예비성형체가 장착된 금형 내에 주입하고 plunger로 35 MPa로 가압하여 제조하였다. Plunger 이동 속도는 16 mm/sec, 가압 유지 시간 60초, 가압 지연 시간 7초로 하였다[11].

2.4 미세조직 관찰 및 기계적 특성 평가

반응 용탕단조법으로 제조한(10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al 하이브리드 복합재료와(15%Al₂O₃·SiO₂)/Al 복합재료를 Dix-keller부식액으로 에칭 후 주사식전자현미경(SEM)으로 반응 생성물과 강화재 분포상태 등의 미세조직을 관찰하였으며, X선 회절 분석 및 DTA 분석으로 Al용탕온도의 변화에 따른 반응 생성물을 조사하였다. 경도는 micro-Vickers 경도기로 load time 15초, load 500 g의 조건에서 10회 측정 후 그 평균치로 구하였으며, 마멸특성은 TE53 Muti-Purpose Friction & Wear tester를 사용하여 total sliding contact block on roller type(rolling/sliding)으로 12.7×12.7×12.7 mm의 시험편의 마멸량을 측정하는 방법으로 평가하였다. 마멸시험의 상대재질은 경도 HRC 65인 S 45C를 사용하였고, 마멸조건은 sliding speed 0.64 m/sec, sliding distance 1000 m로 하여 최종 하중을 변화시키면서 평가하였다. 3점 굽힘시험은 ASTM D350규격에 의거하여 crosshead speed 2.0 mm/min로 하여 실험을 행하였고, 인장 시험은 상온과 300°C에서 실험을 행하였고 파괴 양상을 조사하기 위하여 인장시험편의 파단면을 주사식전자현미경으로 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직

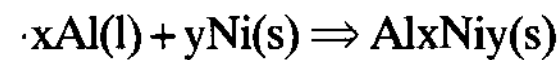
Figure 1의 (a),(b)에는 진공흡입법으로 제조된 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 단섬유 예비성형체와 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 단섬유 Ni 분말의 하이브리드 예비성형체의 조직을 각각 나타내었다. 두 경우 모두 강화재의 분포는 random하게 분포되어 있어 양호한 예비성형체가 성공적으로 제조된 것을 확인할 수 있다. 특히 (b)의 경우 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 단섬유 사이에 둥근 Ni 분말들이 비교적 균일하게 분포하고 있음을 관찰할 수 있다. 이는 실리카 무기바인더 외에 유기바인더 및 응집제를 적정하게 사용한 결과에 의한 것으로 사료된다[1, 11, 12].

Figure 2에는 용탕단조법으로 Al용탕을 하이브리드 예비성형체에 가압침투 시켜 제조한 복합재료의 SEM 조직 사진을 나타내었는데 (a)는 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 단

일섬유강화 복합재료, (b)는 ($Al_2O_3 \cdot SiO_2 + Ni$) 하이브리드 복합재료의 조직이다. (a)와 (b) 모두 용탕가압 침투공정에 따른 재료에서 가압력에 따른 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 단섬유의 파손은 관찰되지 않았으며, micro-porosity 등의 주조 결함도 관찰되지 않아 비교적 양호한 복합재료가 제조된 것을 확인할 수 있다. 하이브리드 복합재료 (b)의 경우 용탕단조시 Al용탕과 Ni분말과의 반응에 의하여 형성된 약 10~20 μm 의 Al-Ni 금속간화합물이 시편에 고루 분포되어 있음을 관찰할 수 있다.

Figure 3에는 이러한 반응생성물이 형성되어지는 진행 과정을 도식적으로 나타내었다.

위의 과정에서 Al용탕과 Ni분말과의 반응은 다음과 같이 일어날 수 있다.



$Al_xNi_y(s)$ 상은 반응조건에 따라 Al_3Ni , Al_3Ni_2 , $AlNi$ 등

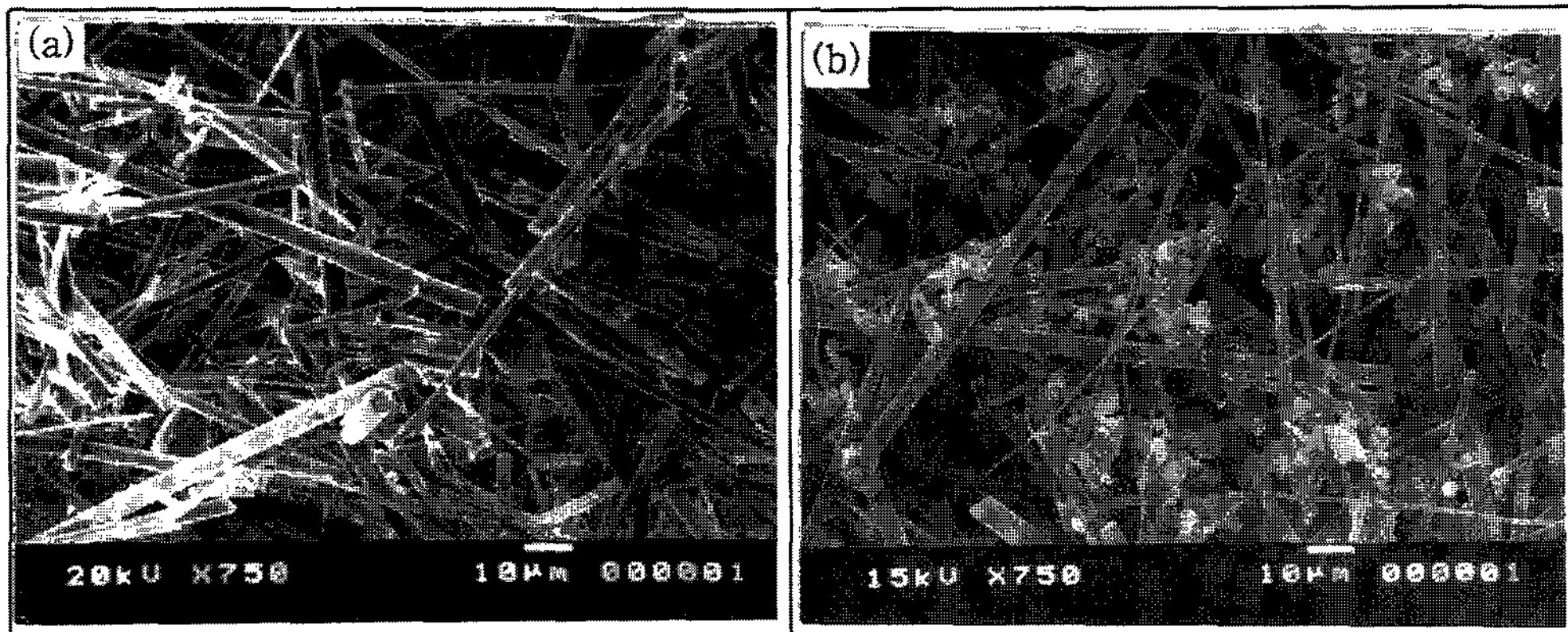


Fig. 1. The preforms fabricated by the vacuum suction method with the reinforcement of (a) $Al_2O_3 \cdot SiO_2$; (b) $Al_2O_3 \cdot SiO_2 + Ni$.

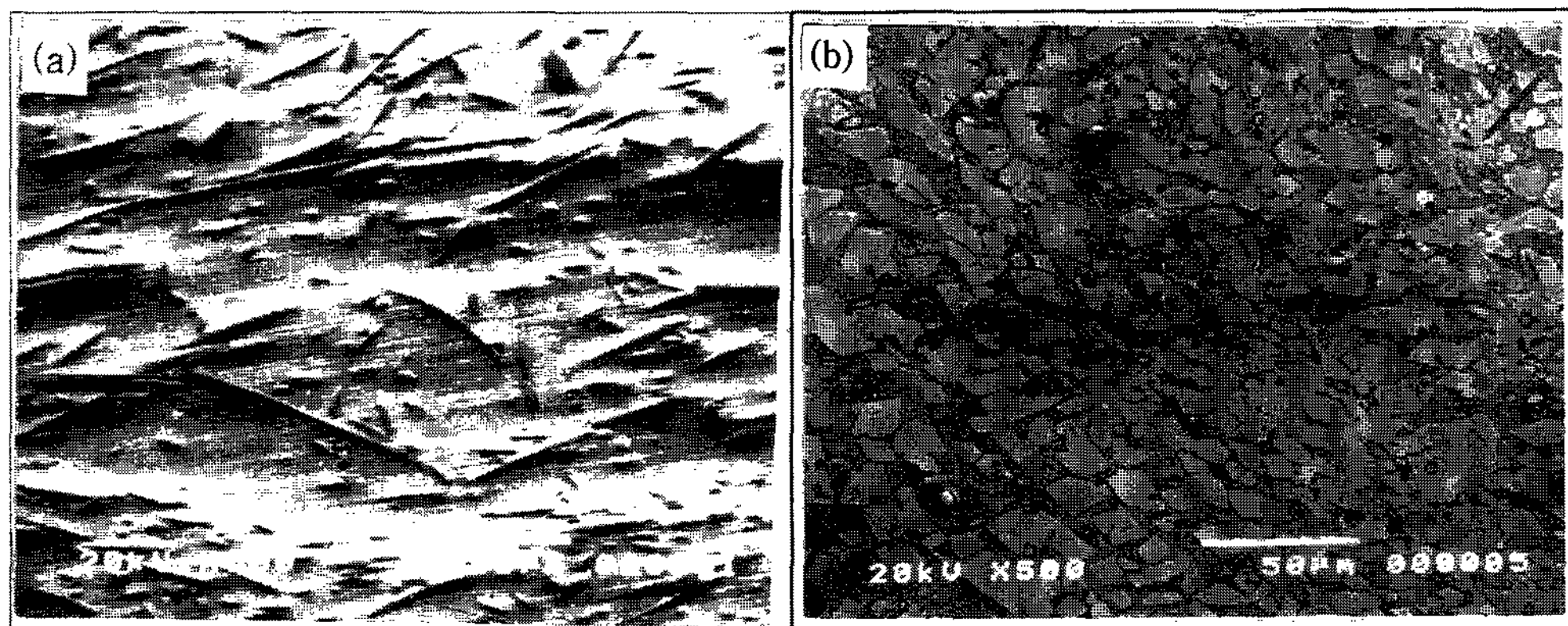


Fig. 2. SEM microstructure of squeeze cast Al matrix composites. (a) (15% $Al_2O_3 \cdot SiO_2$)/Al; (b) (10% $Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al.

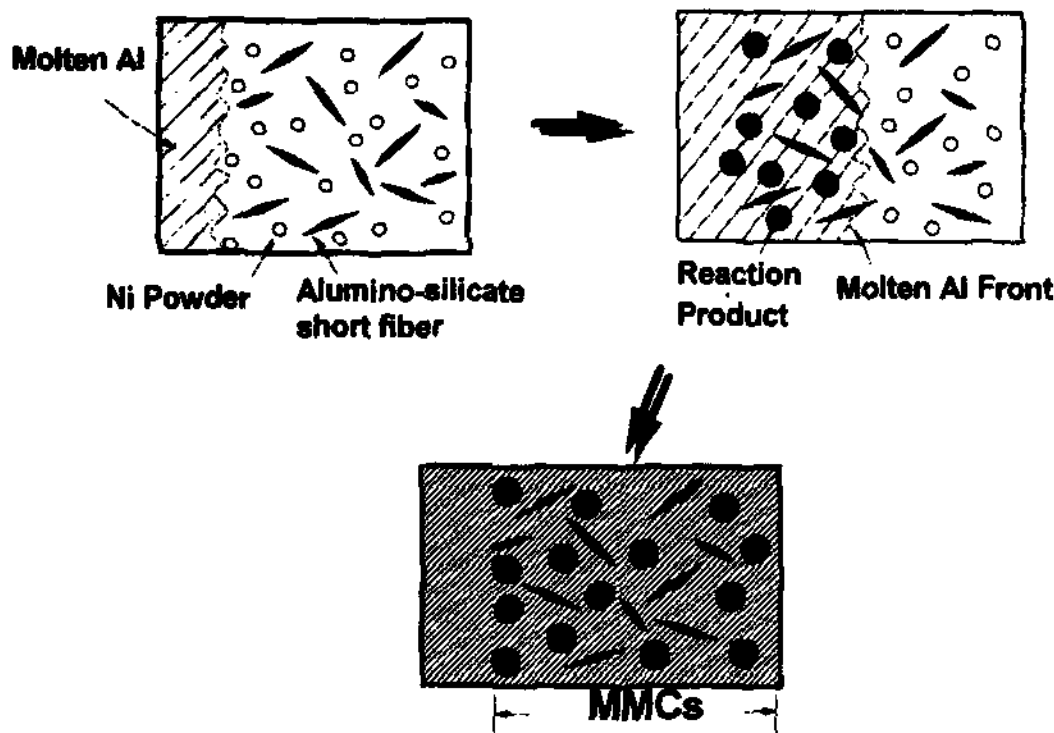


Fig. 3. In-situ fabrication method for intermetallic compound formation during squeeze casting.

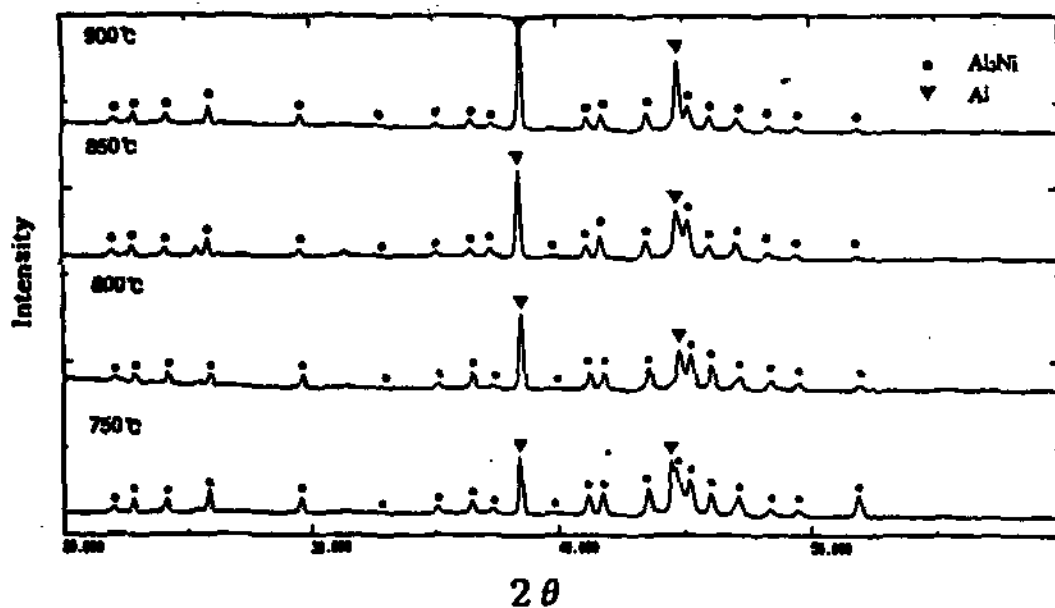


Fig. 4. X-ray diffraction pattern of (10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al composites according to pouring temperature of molten aluminum.

의 금속간 화합물을 생성하는 것으로 보고 되고있다 [13,14]. 이러한 Al-Ni계의 금속간 화합물의 생성 여부를 알아보기 위하여 Al용탕 주입온도를 750°C, 800°C, 850°C, 900°C로 변화시키면서 용탕가압 침투한 후 하이브리드 복합재료에 대한 금속간 화합물의 형성을 X선 회절 분석법으로 조사하였다.

Figure 4는 용탕온도에 따른 X선 회절 분석 결과를 나타 내었는데 Al₃Ni의 금속간 화합물의 피크가 주요한 피크였고, 다른 Al-Ni 화합물 피크는 미미하여 관찰할 수 없었다.

Figure 5에는 금속간 화합물 주위를 SEM-EDX 분석한 결과를 나타낸다. 분석결과 금속간 화합물 주변에는 Al-(Al-Ni)공정, Al-Ni 화합물로 구성되는데, Al기지에서 화합물 층내부로(A→B→C) 진행함에 따라 Ni량이 증가하여 내부에는 Ni를 약 40~45 wt%(약 25at%) 함유하는 Al₃Ni가 주로 형성된 것으로 사료된다. 이는 X선 회절분석 결과 Al₃Ni가 주된 금속간화합

물로 판명된 것과 잘 일치하였지만, Ni량이 점진적으로 변화한 것으로 보아 일부 Al₃Ni₂, AlNi 등의 금속간 화합물 형성 가능성은 있지만, 그 생성량이 미미하여 X선 회절분석에서는 피크가 나타나지 않은 것으로 사료된다.

Figure 6에는 시차 열분석(DTA)한 결과를 나타내었는데 상 변화와 관련된 두개의 발열 피크를 관찰할 수 있었다. 이 두 피크는 각각 629~645°C, 855~863°C의 온도 범위에서 나타나고 있는데, 이는 Al-Ni 이원계 상태도상에서 나타나는 640°C의 공정반응 및 854°C의 포정반응과 관련이 있는 것으로 판단된다[15]. 따라서 앞의 X선 회절분석에서도 나타난 것처럼 용탕주입 온도 850°C까지는 형성되는 금속간 화합물이 Al₃Ni의 형태로 존재하고, 포정온도를 넘어서면서 비평형 응고에 의한 Al₃Ni₂ 금속간 화합물의 생성 가능성도 있으나 용탕단조시 고온에서의 유지시간이 짧아서 Al₃Ni₂ 금속간 화합물은 거의 생성되지 않는 것으로 사료된다.

3.2 기계적 특성

조직 분석결과 용탕 반응에 의해 형성되는 금속간 화합물은 Al용탕 주입온도와는 무관하게 나타났기 때문에, 기계적 특성은 용탕 주입온도 800°C로 제조된 복합재료에 대하여만 평가하였다. Figure 7에는 용탕 단조한 Al기지(15%Al₂O₃·SiO₂)/Al, 단일섬유강화 복합재료(10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al, 하이브리드 복합재료의 미세 정도 및 3점 굽힘강도 측정 결과를 나타낸다. 정도 및 굽힘강도는(10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al 하이브리드 복합재료가(15%Al₂O₃·SiO₂)/Al 단일섬유강화 복합재료에 비해 100 Hv, 66 MPa정도 각각 높게 나타났다. 이러한 정도 및 강도의 향상은 하이브리드 복합재료의 경우 반응에 의해 형성된 Al₃Ni 금속간화합물에 의한 기지의 강화 효과 때문으로 판단된다. 그러나 정도 증가에 비해 3점 굽힘강도의 증가는 그다지 높게 나타나지 않고 있는데 이는 Figure 8의 하중-변위 곡선에서 알 수 있듯이 경한 금속간화합물을 함유하는 하이브리드 복합재료가 다소 취성적이기 때문으로 사료된다.

Figure 9에는 용탕단조한 Al 기지(15%Al₂O₃·SiO₂)/Al, 단일섬유강화 복합재료(10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al, 하이브리드 복합재료를 상온에서 건식 마멸시험을 행한 결과를 나타낸다. 하중을 42N, 66.5N, 91N으로 변

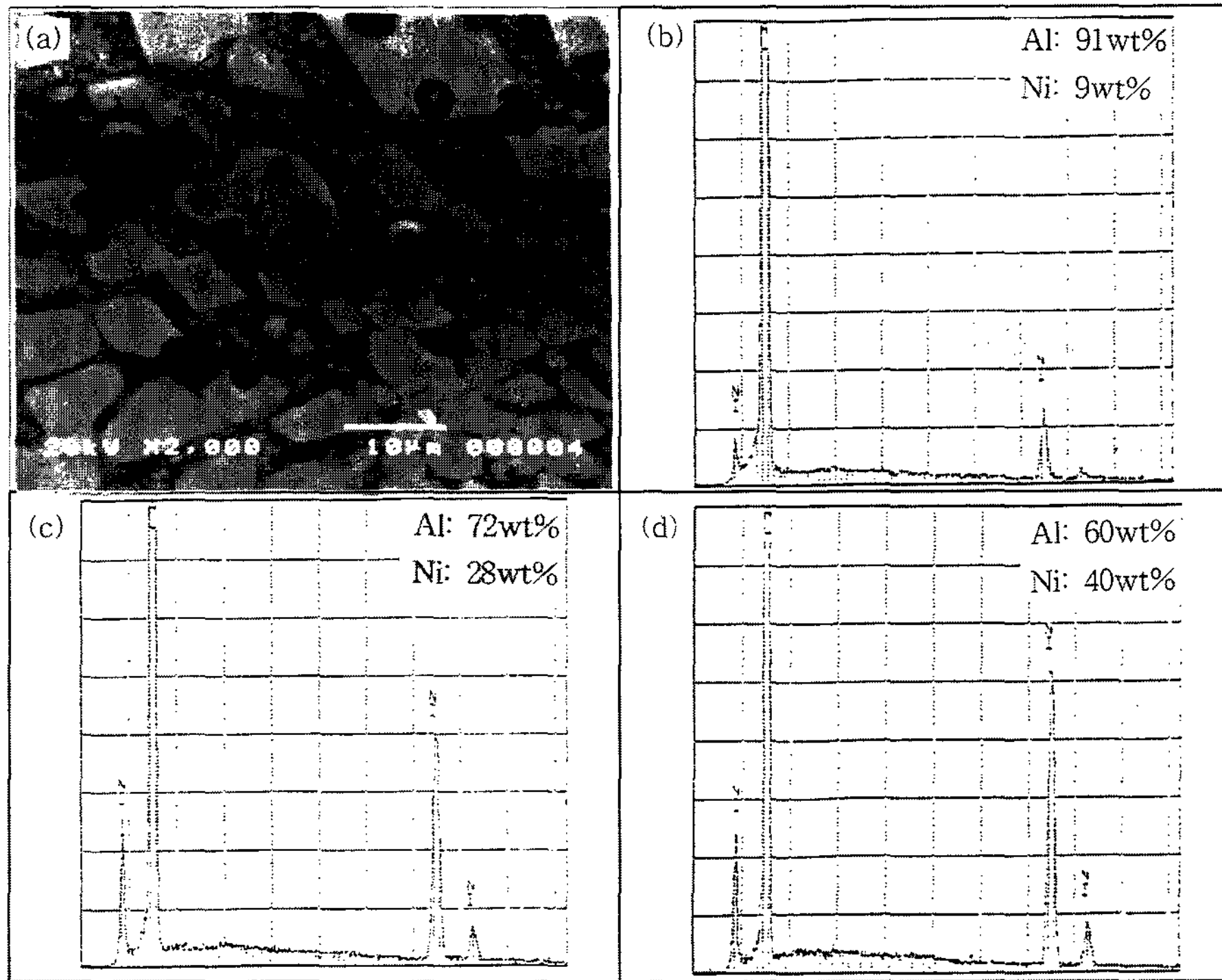


Fig. 5. SEM-EDS analysis of ($10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al composites. (a) SEM of ($10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al composites($\times 2000$), (b) EDS of A, (c) EDS of B, (d) EDS of C

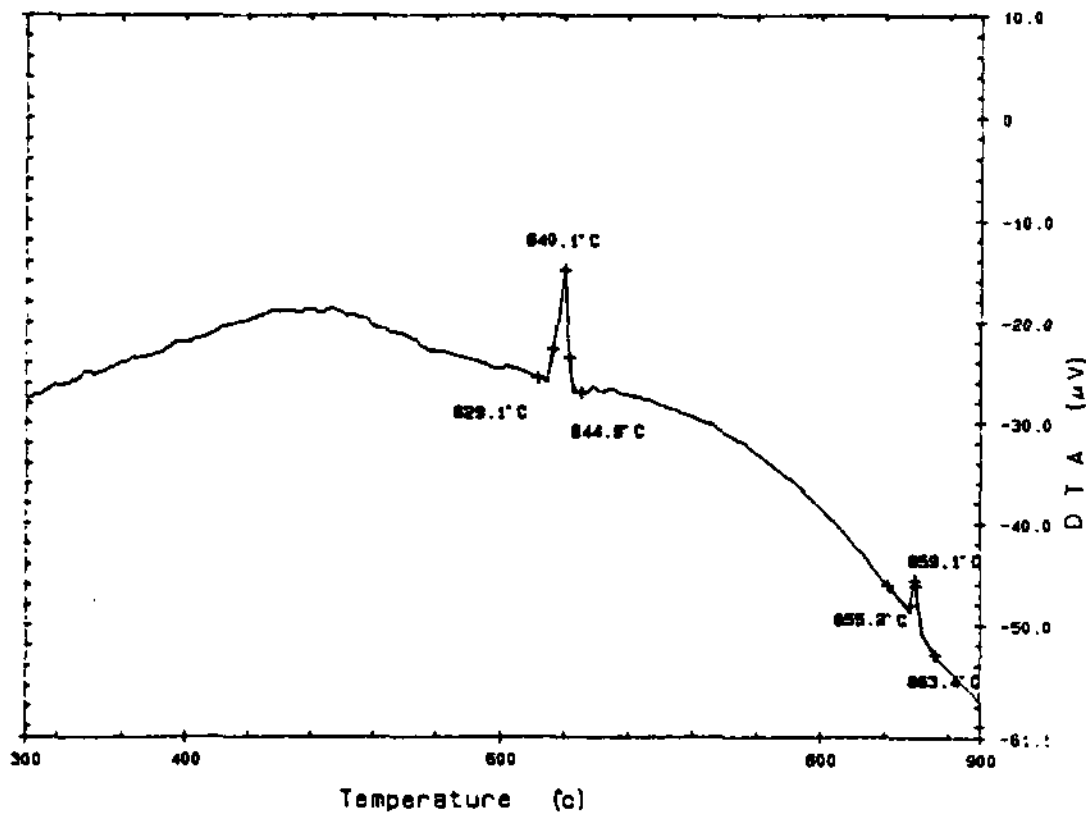


Fig. 6. Differential thermal analysis scan for the ($10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al composites.

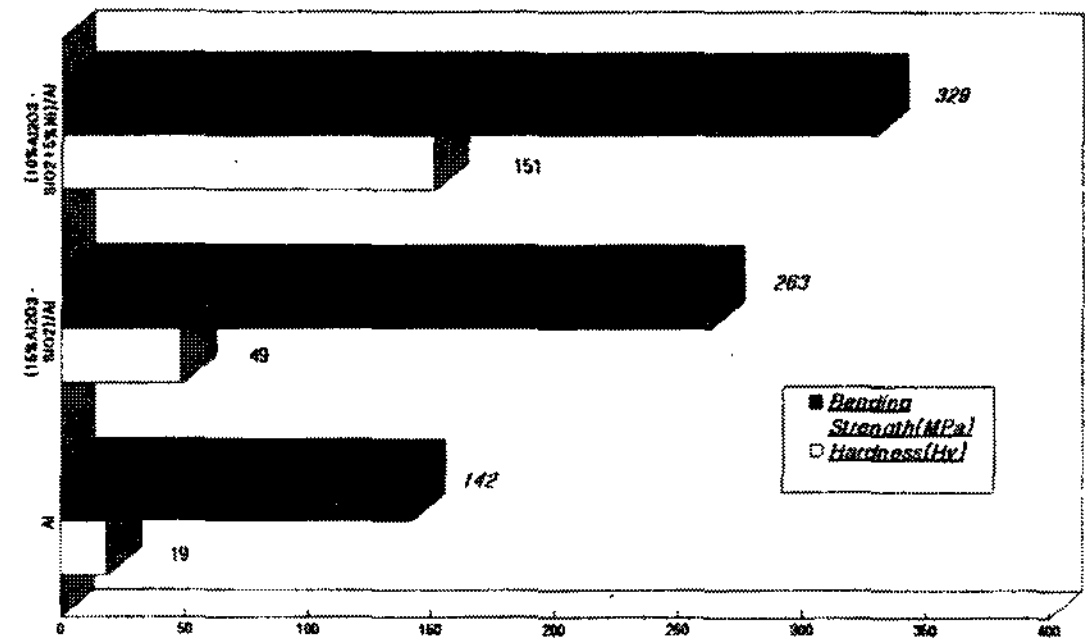


Fig. 7. Hardness(Hv) and bending strength(MPa) of squeeze cast Al and Al matrix composites.

화시키면서 마멸시험을 행하였고, 마멸속도는 0.64 m/sec, 마멸거리는 1 km로 일정하게 유지하였다. 하중이 증가할수록 세 시편 모두 마멸량은 증가하는 경향을 보였는데($10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni$)/Al 하이브리드 복합재료가 다른 두 시편에 비해 내마멸성이 월등히 우수함을 알 수 있다. 이러한 마멸량의 차이는 재료의

경도차가 주된 원인으로 판단되며, 본 연구에서는 마멸 거동을 조사하기 위하여 시편의 마멸면과 마멸 입자를 관찰하여 보았다. Figure 10에는 하중 66.5N일 때의 세시편의 마멸면(worn surfaces)의 조직을 나타낸다. Al기지의 경우 활주 방향으로 물결 모양의 소성 변형영역이 관찰되는데 이는 상대재질인 S45C와의 마찰로 인한 표면부의 온도 상승과 시편의 연화에 의한 것으로 사료된다. 이러한 마멸 표면부의 현상은 응

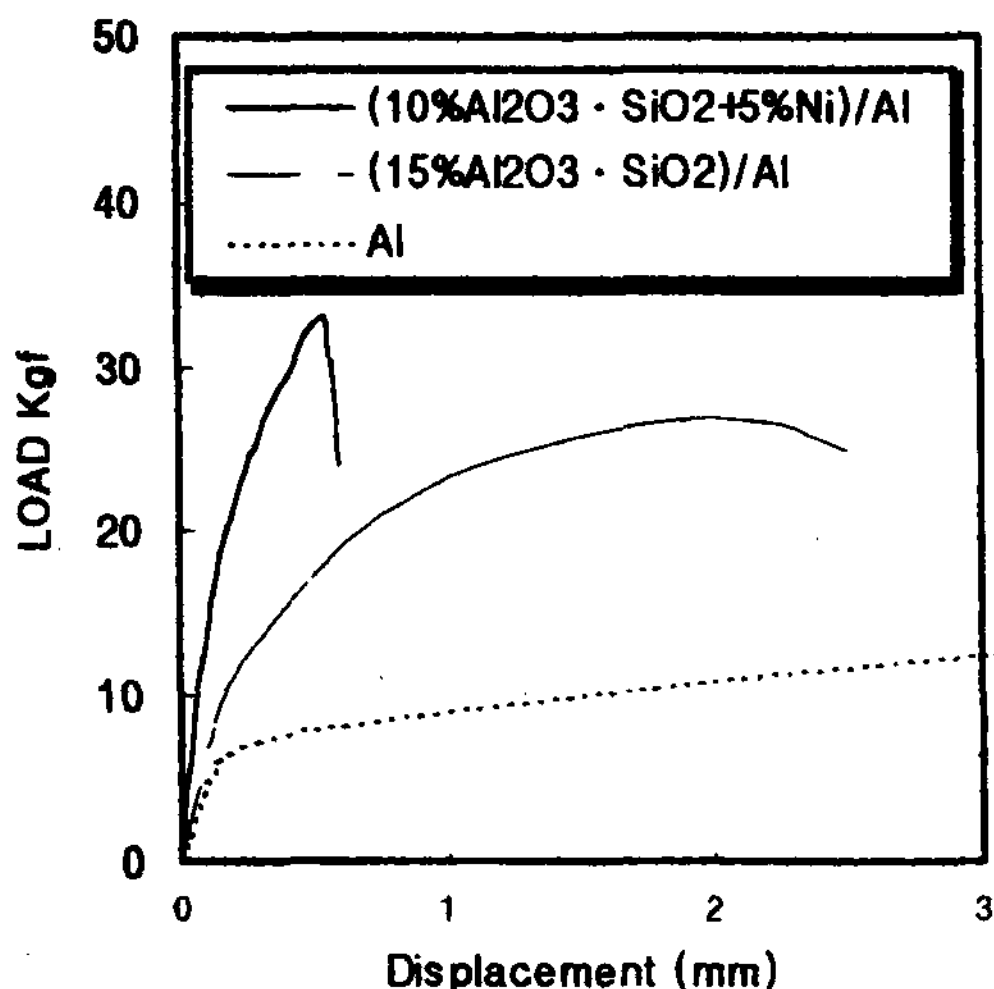


Fig. 8. Load-Displacement curve of the Al and Al matrix composites with the three-point bending test.

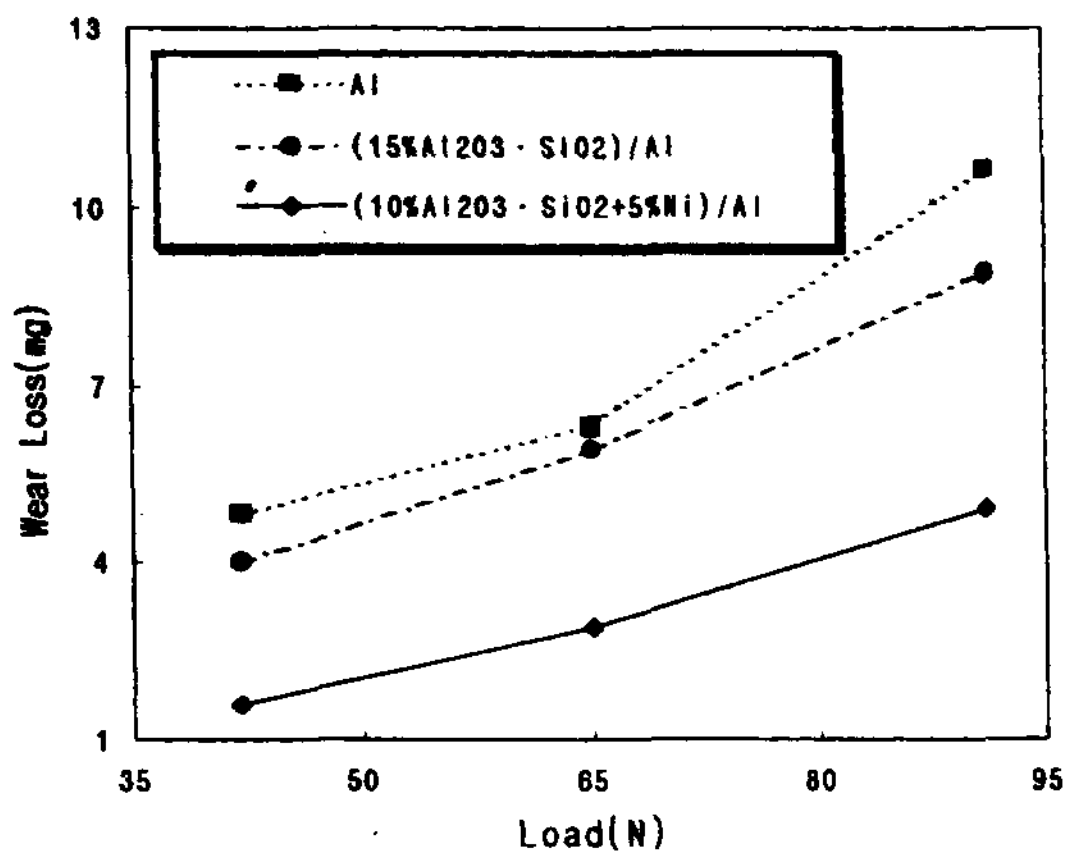


Fig. 9. Wear loss of Al and Al matrix composites with variations of applied load.

착마멸(adhesive wear)과 유사하며, 마멸은 접촉하는 표면에서의 온도상승 등에 의하여 소성변형을 일으켜 발생하는 것으로 보고되고 있다[16]. 그리고(15% Al₂O₃·SiO₂)/Al 단일 섬유강화 복합재료에서도 마찬가지로 Al기지와 비슷한 경향의 마멸면을 관찰할 수 있으며 두 재료 모두 큰 판상의 마멸 입자들이 떨어져 나가는 것을 확인할 수 있다. 이에 반해 정도가 높은 (10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al 하이브리드 복합재료는 표면부의 균열이 거의 없이 매끄럽게 소성 변형된 영역을 나타내고 있으며 미세한 마멸 입자들이 표면부를 덮고 있는 것을 관찰할 수 있다. 이는 연마시 재료의 표면에서 관찰할 수 있는 경한 입자들이나, 돌출된 부

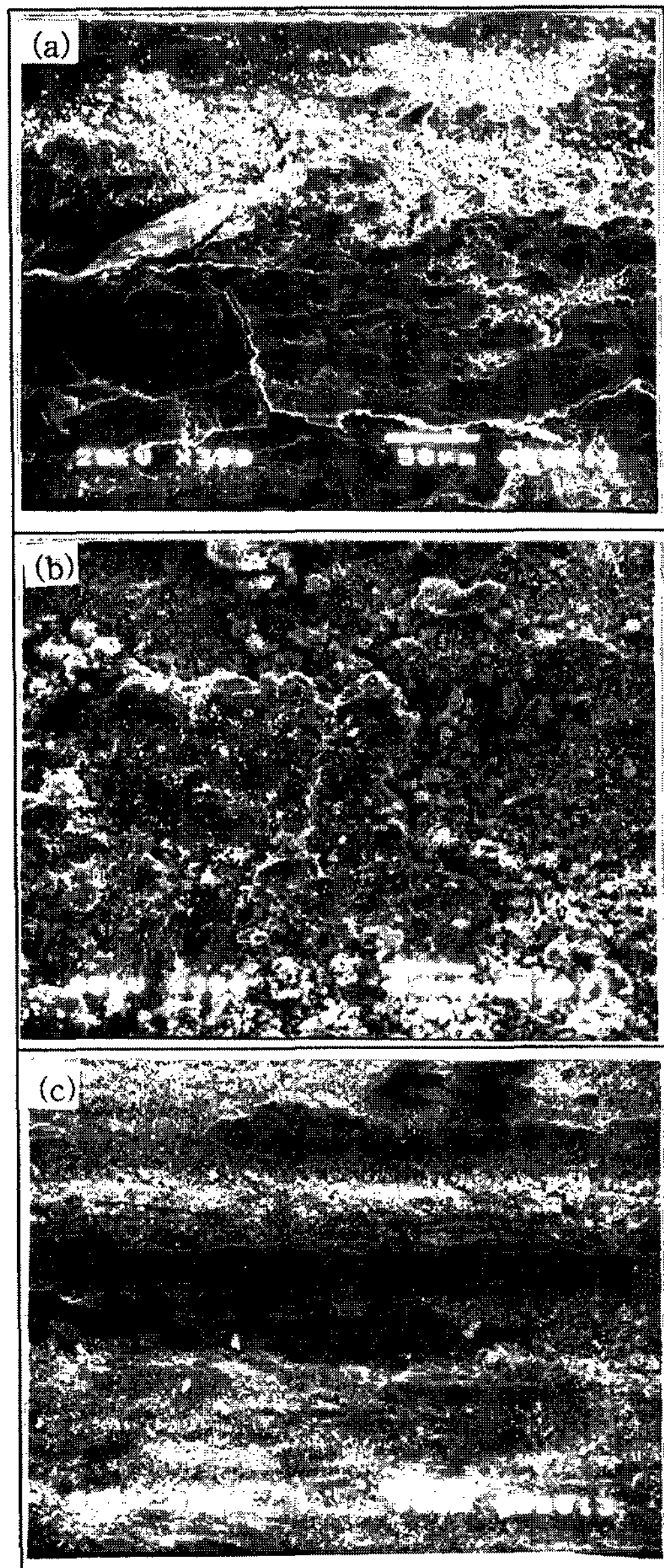


Fig. 10. SEM micrographs of worn surfaces of Al and Al matrix composites.

(a) Al (b) (15%Al₂O₃·SiO₂)/Al
(c) (10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al

분에 의해서 재료의 마멸이 일어나는 연삭마멸 (abrasive wear)과 유사한 경향을 나타내고 있는 것으로 생각된다[16]. Figure 11은 세 시편의 마멸입자 (wear debris)를 관찰한 사진으로 Al기지 및 단일섬유 강화 복합재료는 큰 판상의 마멸 debris가 관찰되지만 하이브리드 복합재료에서는 미세한 마멸 debris가 관

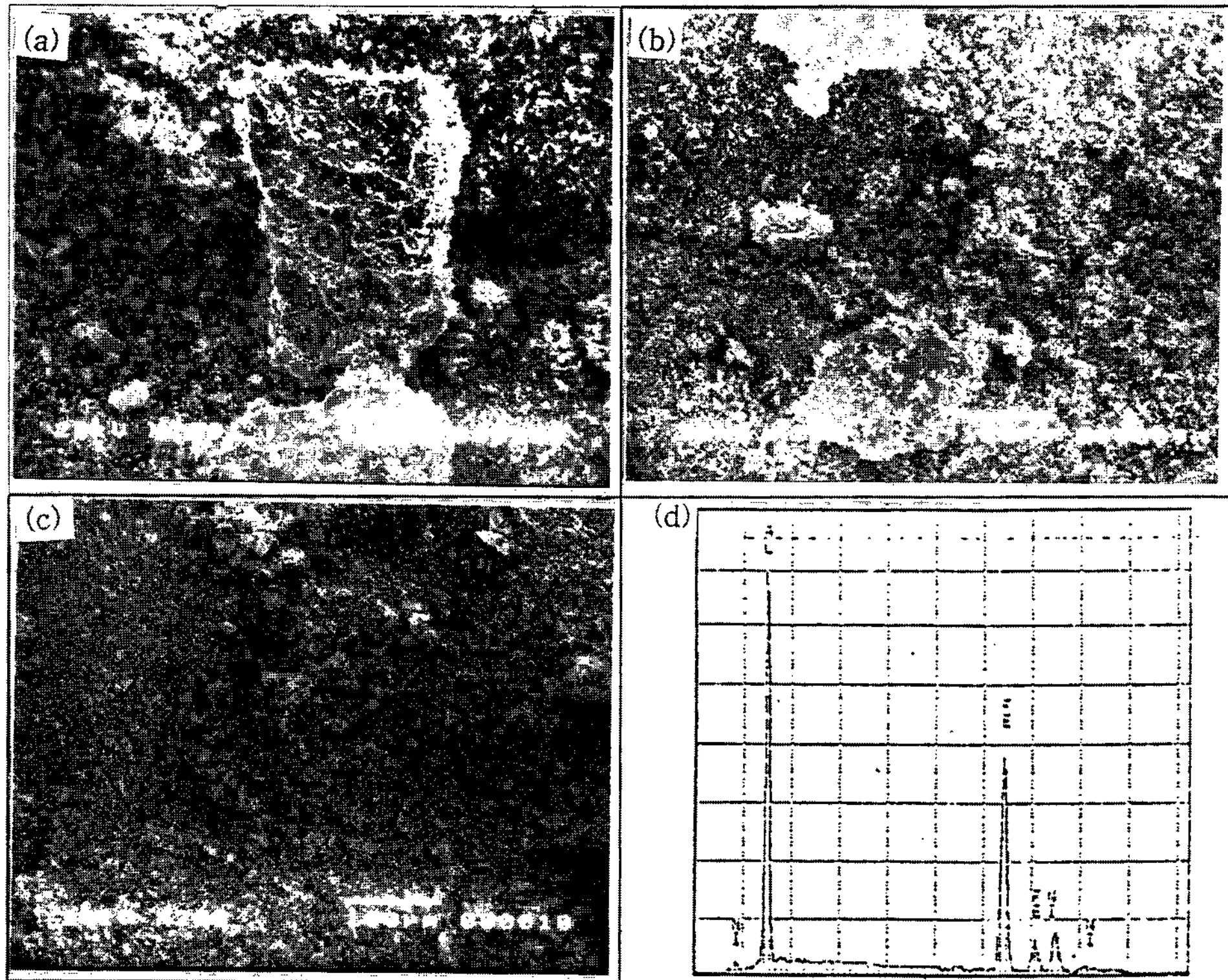


Fig. 11. Wear debris of Al and Al matrix composites.
 (a) Al (b) $(15\%Al_2O_3 \cdot SiO_2)/Al$ (c) $(10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni)/Al$ (d) EDS of (c)

찰되고, 이는 EDS분석결과 Al_3Ni 금속간화합물 입자와 마모 상대재에서 천이된 Fe 입자로 분석되었다. 따라서, 하이브리드 복합재료에서의 우수한 내마멸성은 경한 Al_3Ni 금속간화합물 입자에 의한 기지의 표면소성 변형량 저하와 연삭마멸(abrasive wear)에 의한 것으로 사료된다.

표 1에는 $(15\%Al_2O_3 \cdot SiO_2)/Al$ 단일 복합재료와 $(10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni)/Al$ 하이브리드 복합재료의 상온과 $300^\circ C$ 에서의 인장시험 결과를 나타내었다($10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni)/Al$. 하이브리드 복합재료가 $(15\%Al_2O_3 \cdot SiO_2)/Al$ 단일섬유강화 복합재료에 비해 인장강도가

상온에서 17 MPa, $300^\circ C$ 에서 41 MPa로 높게 나타났으며 항복강도의 경우 상온에서 47 MPa, $300^\circ C$ 에서 71 MPa로 높게 나타났다. 두 복합재료에서의 항복강도 및 인장강도는 고온에서 더욱 큰 차이를 나타내고 있음을 알 수 있다. 연신율의 경우 고온일수록 두 재료 모두 증가하고 있음을 알 수 있으며 상온과 $300^\circ C$ 에서 하이브리드 복합재료가 연신율이 낮음을 알 수 있다.

고온에서의 하이브리드 복합재료의 인장강도 및 항복강도의 증가는 고온에서 안정하고 경도가 높은 금속간 화합물의 파괴분율 증가에 의한 연한 기지의 강도 전이 효과와 고강도 금속간화합물에 의한 전위의 이동 방해 등에 의한 것으로 사료된다[17].

Figure 12에는 $(15\%Al_2O_3 \cdot SiO_2)/Al$ 단일섬유강화 복합재료와 $(10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni)/Al$ 하이브리드 복합재료 인장 시험편의 파면을 SEM으로 관찰한 결과를 나타낸다. (a),(c)는 $(15\%Al_2O_3 \cdot SiO_2)/Al$ 복합재료의 저배율($\times 1000$)과 고배율($\times 3500$)의 파면 사진으로 대부분 딴플(dimple)을 가진 연성 파면을 나타내고 있으며

Table 1. The results of tensile test of the Al matrix composites at the $25^\circ C$ and $300^\circ C$

Composites	$(15\%Al_2O_3 \cdot SiO_2)/Al$		$(10\%Al_2O_3 \cdot SiO_2 + 5\%Ni)/Al$	
	$25^\circ C$	$300^\circ C$	$25^\circ C$	$300^\circ C$
0.2% Y.S., MPa	83	52	130	123
U.T.S., MPa	118	89	135	130
Elongation, %	5	9	1.2	2.3

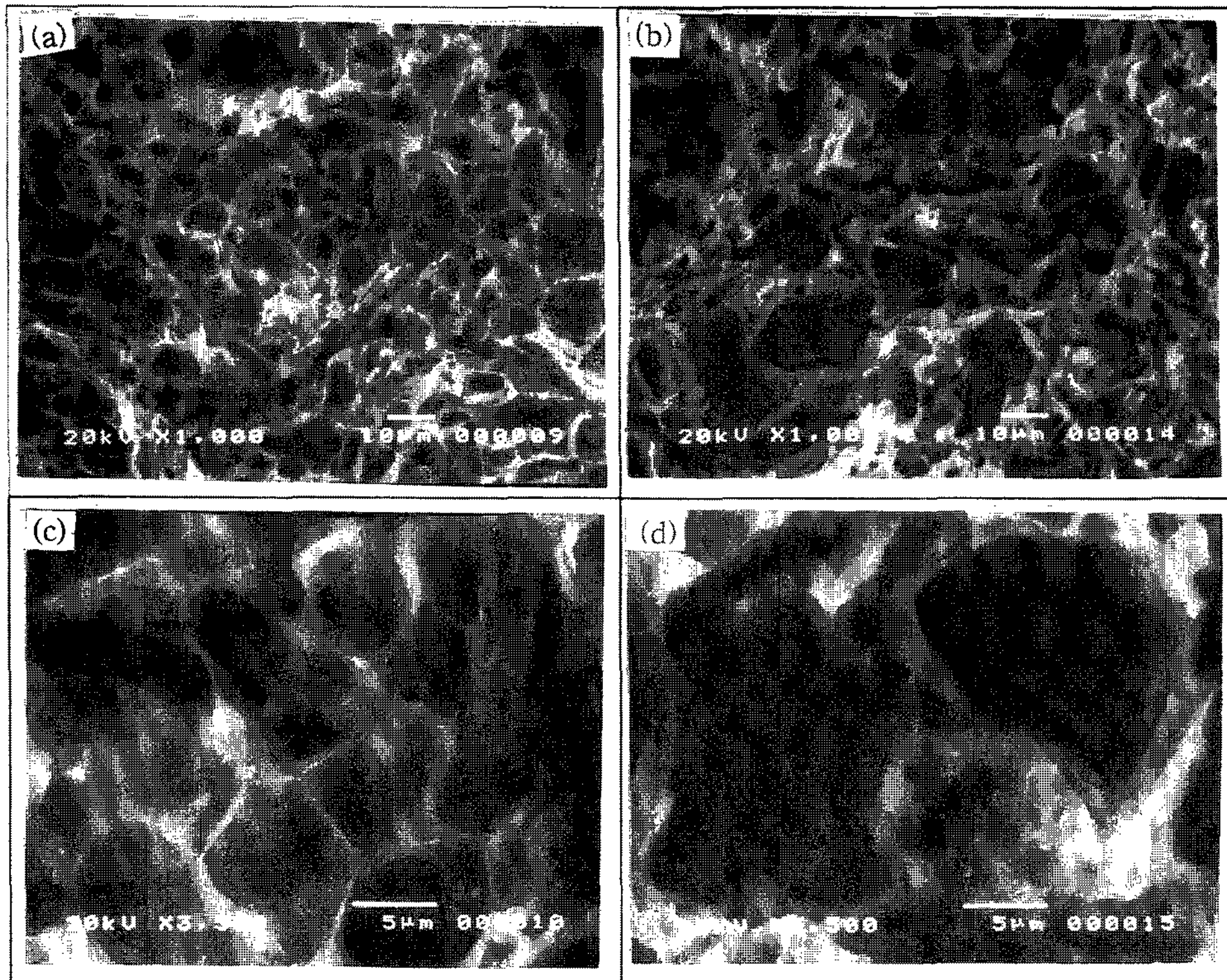


Fig. 12. SEM fractographs of squeeze cast Al matrix composites tested at 300°C.
 (a) (15%Al₂O₃·SiO₂)/Al (b) (10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al (c) and (d) is magnification of (a),(b), respectively.

불규칙하게 pull out된 단섬유를 관찰할 수 있다. 반면 (b),(d)의 (10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al 하이브리드 복합재료의 경우 Al기지의 소성변형에 의한 dimple 영역과 Al기지와 금속간화합물 입자 사이의 계면분리 (interfacial debonding)영역을 관찰할 수 있다. 이러한 기지와 금속간화합물 입자 사이의 계면분리 현상은 하중전달 과정에서 미세균열(microcrack) 형성을 제공하게 되고 이로 인해 하이브리드 복합재료의 경우 다소 취성적인 경향을 나타내는 것으로 사료된다.

4. 결 론

1. 반응 용탕단조법에 의해(10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al 하이브리드 복합재료를 성공적으로 제조할 수 있었다.
2. 용탕단조시 Ni분말과 Al용탕의 반응에 의해서 형성되는 금속간 화합물은 용탕 주입온도와 관계없이 주로 Al₃Ni 이었고, Al₃Ni₂ 등의 타 금속간 화합물은

거의 관찰되지 않았다.

3. (10%Al₂O₃·SiO₂+5%Ni)/Al 하이브리드 복합재료는 단일섬유강화 효과만 고려한(15%Al₂O₃·SiO₂)/Al 복합재료에 비해 경도가 100 Hv, 3점 굽힘강도가 66 MPa 높게 나타났으며 내마멸성의 경우에도 하중에 관계없이 하이브리드 복합재료가 월등히 우수하게 나타났다.

4. 하이브리드 복합재료의 상온 및 고온 인장강도는 단일섬유강화 복합재료에 비해 현저히 증가하고 고온 강도의 저하가 적었는데 이는 기지내에 분포한 고강도 금속간 화합물 입자들의 부피분율 증가에 따른 기지 강화 효과와 분산 입자의 전위 이동 방해 등에 의한 것으로 사료되었다.

후 기

본 연구는 금속응고신소재연구소의 지원에 의해서 행해졌으며, 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] 박익민, 김부섭 : 대한금속학회보. Vol. 9, No. 2, (1996), 112-125.
- [2] J. E. Allison, G. S. Cole : Journal of Metals, January (1993). 19.
- [3] J. L. Cook, W. R. Mohn : "Whisker reinforced MMCs", Engineered Mat's Hand book, Composites, ASM International Vol. 1, Reinhar et al. eds (1987), 896.
- [4] M. G. Mckimpson, T. E. Scott : Materials Science and Engineering, A107 (1987), 93.
- [5] H. Fukunaga, J. of Soc. Mater. Sci., Jpn., 43(4) (1994), 373-381.
- [6] I. Tsuchitori and H. Fukunaga, J. of Jpn. Inst. of Light Metals, 43(1) (1993), p.26-32
- [7] H. Fukunaga and G. K. Yeoh, J. of Jpn. Soc. of Powd. and Powd. Met., 39(6) (1992), 459-463.
- [8] I. Tsuchitori and H. Fukunaga, Proc. ICCM-10, Ceramic Matrix Composites and Other Systems, (2) (1993), 906-912.
- [9] 西田 義則 · 井澤 紀久 : 特集 (シンプル · プロセス) - 溶湯段造法, 金屬, (1992), 27-31.
- [10] 김민수, 조경목, 박익민 : 한국주조공학회지, vol. 14, No. 3, (1994), 258-266.
- [11] 김광천, 조영서, 이성학, 박익민 : 한국주조공학회지, vol. 16, No. 6 (1996) 537-549.
- [12] G. Kruger, K. U. Kainer, "Characterization of ceramic fiber preform", ICCM-9, vol. 2, (1993), 15-22.
- [13] 井上雅博 외 : 輕金屬, vol. 45, No. 4, (1995) 209
- [14] 최담천, 이경구, 이호중, 기회봉 : 한국주조공학회지, vol. 13, No. 3, (1993), 276
- [15] T. B. Massalski : Binary Phase Diagram, ASM, Metal Park, Ohio (1986), 142
- [16] David A. Rigney : Fundamentals of Friction and Wear of Materials, ASM, (1980) 13, 43, 187
- [17] Zhirui Wang and Ruby J. Zhang, Metall. Trans. A, 22A, (1991), 1585-1591