

■■■■■■■■■■
 論 文
 ■■■■■■■■■■

SiCp 입자강화 Al 복합재료의 내열 및 마모특성

김석원 · 김완기 · 우기도 · 안행근

Heat and Wear Resistance Characterization of SiCp Reinforced Al Matrix Composites

Sug-Won Kim, Wan-Ki Kim, Kee-Do Woo and Haeng-Keun Ahn

Abstract

Al matrix composites as the most promising MMCs can be expected to be excellent engineering materials in the nearest future. So as to improve material properties of composite, many manufacturing processes have been developed. Among them, squeeze casting process which offers fine microstructure and near-net-shape is one of the most successful MMCs manufacturing processes. But, in case of with subsieve size particles (under $44 \mu\text{m}$), it is very difficult to homogeneously distribute particles in matrix of Al matrix composite by various casting processes, including squeeze casting used so far. Duplex process which was developed in previous study was used to distribute the particle of subsieve size more homogeneously in matrix of Al matrix composite. Microstructures, wear and heat resistance characterization of Al-Si-Cu-Mg-(Ni)/SiCp manufactured by duplex process were examined to clarify the effect of manufacturing conditions, particle size of reinforcement and alloying elements. Al matrix composites reinforced with SiCp($10 \mu\text{m}$) have the lowest wear amount among composites reinforced with $3 \mu\text{m}$, $5 \mu\text{m}$ and $10 \mu\text{m}$ SiCp. The wear amount of Al matrix composites with 10 wt.% SiCp($3, 5, 10 \mu\text{m}$) was decreased according to the increase of the sliding speed because abrasive wear takes place at high sliding speed of 4 m/s and worn debris with block type occurs at low sliding speed of 1m/s. As for heat resistance, it is made clear that remarkable heat resistance property can be obtained by addition of Ni element in Al matrix composites.

(Received August 22, 2000)

1. 서 론

알루미늄합금기 복합재료(Al-composites)는 열팽창계수가 낮고 강성률(stiffness), 비강도, 내마멸성 및 내열성이 종래의 Al합금보다 우수하다. 입자분산강화 복합재료는 whisker 및 섬유강화복합재료에 비해서 소성가공성이 좋으며 제조비가 저렴하다는 장점과 함께 기지금속내에 분산된 입자의 정도 및 내열성에 의한 우수한 내열 및 내마멸특성을 나타낸다고 보고되어 있다[1-5]. 입자강화 복합재료에서 강화재와 기지금속간의 젖음성과 계면 상태는 복합재료제조시 가장 중요한 요인이다. Duplex process[6]는 저자의 예전의 실험에서 연구된 방법으로 복합재료제조시 기지금속과 강화재의 젖음성을 향상시키기 위해 연구 개발된 것이다. 먼저 강화입자에 기지금속 용탕을 직접 가압침투하여 precom-

posite를 제조하고 다시 제조된 precomposite와 기지금속을 함께 용해하여 합금조성 설계에 따라 최종 복합재료를 제조하는 방법이다. 이렇게 함으로써 두 번째 단계에서의 강화입자와 용탕의 좋은 젖음성을 얻을 수 있다.

마멸은 두 개의 물체가 마찰하는 동안에 마찰면에서는 가공경화층과 경화되지 않은 모재사이에 균열이 발생하고 이 균열이 성장함에 따라서 모재로부터 경화층이 분리되고 상대마멸시편으로 이동되어 마멸이 진행되며 이동된 재료의 부착력이 전단력보다 작을 때 마멸 debris로 탈락하게 된다. 마멸기구는 마찰면의 material transfer morphology 및 마멸분, 마멸면을 관찰함으로써 마멸상태를 구분할 수 있으며 연삭, 응착, 용융 및 표면피로 마멸로 구분된다[7]. 많은 경우에 이러한 마멸현상은 이들 중에서 어느 한 가지 만의 마멸기구에

의해서 이루어지지 않고 2가지 이상의 기구가 동시에 또는 순차적으로 작용하는 경우가 일반적이다.

이러한 마멸기구에 영향을 미치는 인자로서는 재료의 조성, 경도 등의 재료인자와 마멸시의 습도, 온도 등의 환경인자등으로 다양하다. 이처럼 마멸은 표면의 물질의 변위와 분리에 의해 일어나는 표면현상이며 표면에서 접촉되는 미소영역에 의해 지배된다. 이러한 미소접촉영역의 합을 실제접촉면이라 하며 일반적으로 (1)식으로 표현된다.

$$A\gamma = \sum dA\gamma = P_n/H \quad (1)$$

여기서 $A\gamma$ 는 실제접촉면적, $dA\gamma$ 는 미소접촉면적, P_n 은 수직압력, H 는 경도이다. 위 식에서 경도가 증가하면 마멸량이 감소한다. 따라서 입자가 첨가된 알루미늄 복합재료의 경우 기지금속의 입자가 유동성을 억제하여 미세한 소성유동층이 생기고 부분적으로 마찰표면에 산화물의 생성으로 마멸량이 적게된다.

일반적으로 Al-composites의 내열성은 SiCp 강화재의 큰 내열성에 의하여 증가된다고 보고되고 있으나 이에 관한 연구는 많지 않다. 따라서 본 연구에서는 duplex process로 제조된 SiCp 강화 Al기복합재료의 내열성 및 내마멸성에 미치는 Ni 합금원소와 강화입자 SiCp의 영향에 대하여서 체계적으로 연구하였다.

2. 실험방법

2.1 시험편 제작

본 연구에서 사용된 기지금속은 Al-25%Si, Al-50%Cu합금, 그리고 순수 Ni, 순수 Al, 순수 Mg으로 고순도 아르곤 분위기에서 용해한 후 C_2Cl_6 로 탈가스 한 것이다. 모합금의 조성은 표 1과 같이 설계하였으며 최종복합재료에서의 강화재 SiCp(SiC particle)의 함량을 10 wt.%으로 하여 시험편을 제작하였다. Duplex process는 그림 1에 표시된 장치를 사용하였다. 먼저 준비된 모합금 용탕을 SiCp bed가 놓여있는 가압침투

Table 1. Chemical compositions of matrix alloy and wt.% of SiCp in composites

Specimen	Ni	Si	Cu	Fe	Mg	Al	SiCp size (μm)	SiCp wt. (%)
Mo	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	-	0
3M	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	3	10
5M	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	5	10
10M	-	7.77	2.72	0.55	0.28	bal	10	10
1NI	1.03	7.79	2.76	0.58	0.29	bal	5	10
3NI	3.07	7.72	2.70	0.52	0.28	bal	5	10

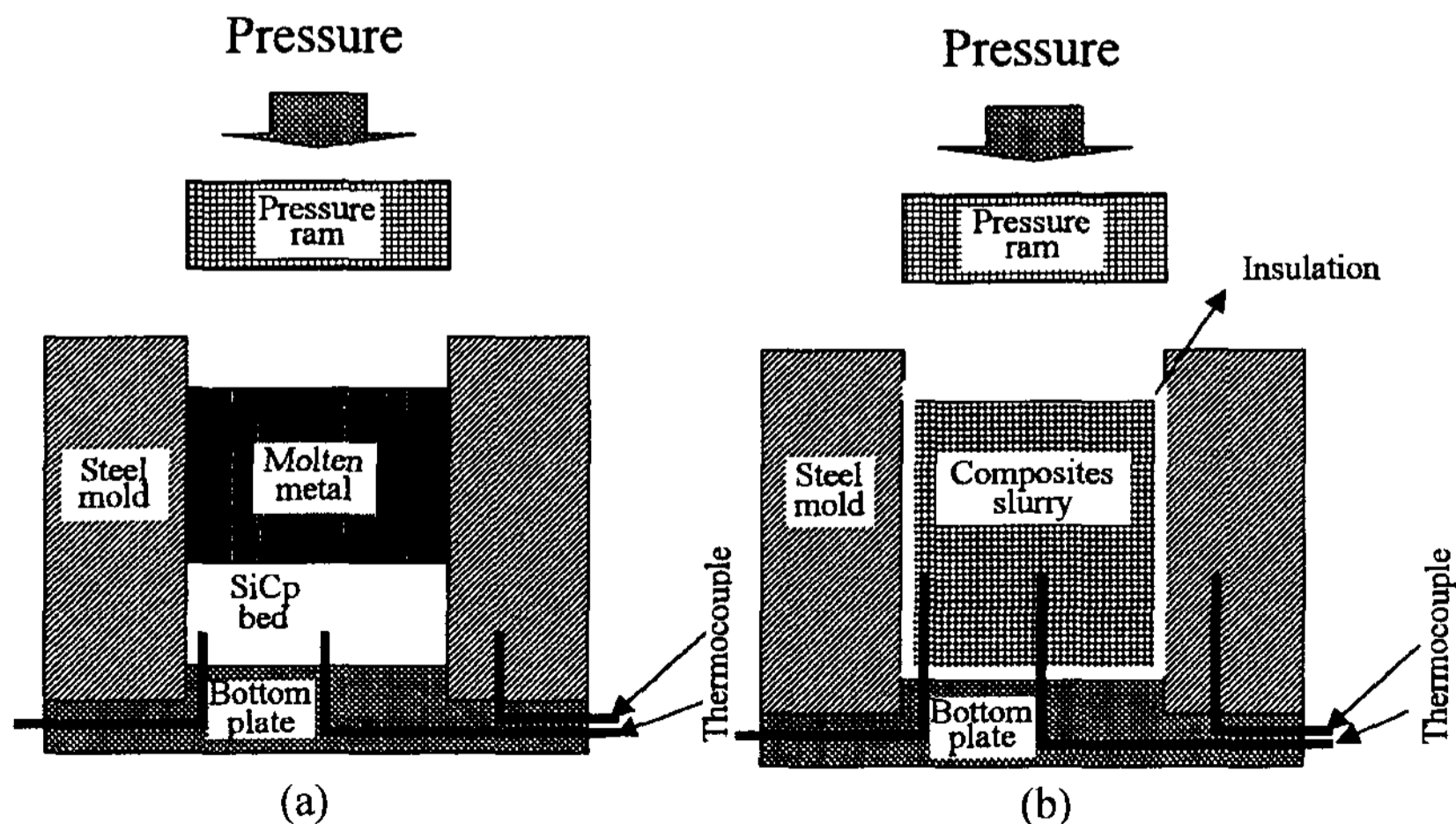


Fig. 1. Schematic illustration of squeeze infiltrating apparatus to make precomposite (1st stage(a)) and assembly for squeeze casting to make final composite (2nd stage (b)) in duplex process.

장치(Squeeze infiltration apparatus)(그림 1a)에 주입 후 50 MPa 가압력으로 가압하여 precomposite을 제조하였다.

그리고 최종 목표 성분과 강화제의 중량 백분율에 맞추어 precomposite와 모합금을 다시 배합하여 고순도 아르곤분위기의 box로에서 용해(720°C)한 후 충분한 입자의 분산을 위하여 기계적인 교반(600 rpm)을 실시하였다. 그 후 용탕내의 가스를 제거하기 위하여 degassing을 실시한 후 그림 1b와 같이 금형에 주입한 후 가압력 75 MPa로 가압하여 final composite를 제조하여 시험편으로 사용하였다.

2.2 미세조직 관찰

60^{mm}×100^{Hmm}시료의 middle부에서 채취한 시험편을 mounting하였고 1200# SiC paper로 연마한 후 6 μm diamond, 1 μm diamond 그리고 colloidal silica로 정연마하여 사용하였다. SiC 입자의 분포와 분포상태, 첨가원소에 따른 미세조직 변화를 광학현미경(OM)과 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 관찰하였다. 부식액으로는 dilute killer을 사용하였다. X선 회절시험에서 회절분석 조건은 CuKα 타켓을 사용하였으며 40 kV, 30 mA, scan speed : 2°/min, 회절범위는 25°-80°(2θ)로 하였다.

2.3 내열 및 내마멸 시험

내열성을 평가하기 위해 muffle로를 이용하여 200, 300, 400°C의 온도에서 24시간 시험편을 노출후 표면 경도변화와 조직을 관찰하였다. 이때 경도측정은 로크웰 경도기를 이용하였다. 경도값은 각 시험편당 10회 측정하여 그 평균값을 취하여 평가하였다.

마멸시험은 pin on disk 형 마멸시험기를 이용하였으며 건식으로 실시하였다. 상대마멸재는 AISI 1055강을 disc형으로 가공하여 퀴칭한 후 템퍼링하여 경도 HRC 60 값으로 하였으며 표면 조도는 0.2 μm로 연마하였다. 주행거리는 200m, 하중은 100N, 주행속도는 1 m/sec, 4 m/sec로 하였으며 속도의 변화에 대한 SiCp 크기와 첨가원소에 따른 마멸량과 마멸면의 변화를 관찰하였다. 마멸량은 고속 및 저속 마멸시험 후 초음파 세척을 실시하여 마멸분 및 불순물을 제거하고 전자저울을 이용하여 시험편의 무게 감소량을 측정하여 마멸량을 측정하였다. 상대마멸재와 마멸시험편의 형상 및 크기는 그림 2와 같다.

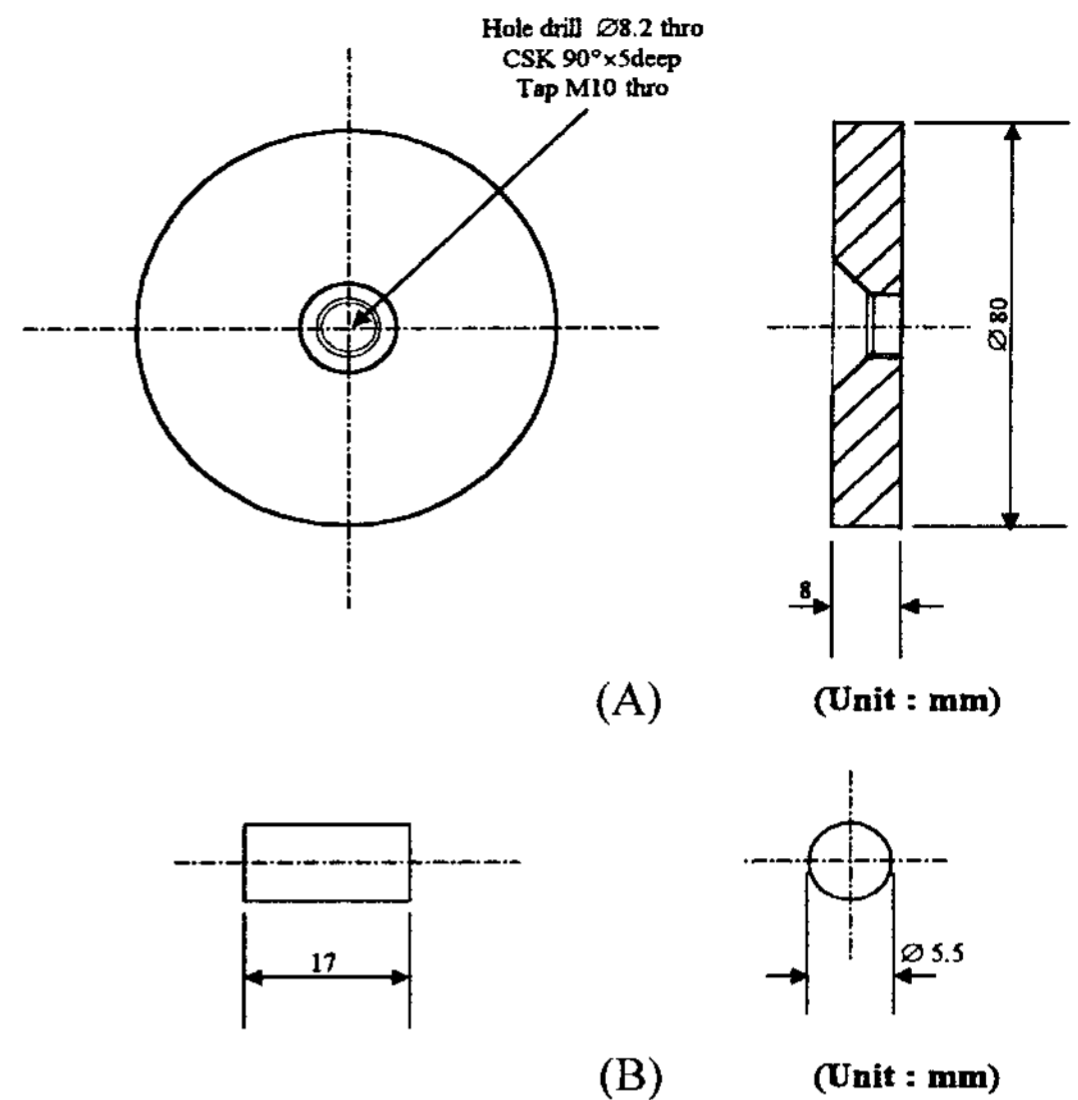


Fig. 2. Shape and dimension of (A) revolving disc and (B) test specimen.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 Melt 유동현상

그림 3는 그림 1a에 표시된 precomposite를 만들때의 용탕이 SiC bed에 침투할 시의 유동의 과정을 간략하게 도시하여 나타낸 그림이다. 즉 SiC bed위에 용탕을 주입하고 가압하면 가압침투과정에서 가압의 초기에는 수평적으로 용탕이 가압에 의하여 상부에서의 수 mm까지 침투(그림 3b)와 동시에 금형벽을 따라 용탕이 흘러 금형하부와 벽에서부터 중심으로 용탕이 침투되고 있음을 알 수 있었다. 그리고 금형의 하부로 유동된 용탕은 SiCp의 상방향으로 가압침투가 이루어지는 것을 알 수 있었다. 따라서 용탕이 금형벽을 따라서 유동한 후 mold 중심쪽으로 강화재를 밀면서 침투 및 응고가 발생함으로서 금형과 용탕의 접촉부에는 복합화가 이루어지지 않고 합금만 존재하고 금형 하부로부터 SiCp의 상방향으로 침투함을 알 수 있었다(그림 3c). 따라서 이러한 용탕의 유동현상에 기인하여 가압침투시켜서 얻은 precomposite의 상부, 중심부, 하부의 입자의 분포는 그림 4에서 알 수 있는 바와 같이 서로 다르게 나타났다. 상부와 하부의 입자의 분포는 거의 같으나 중심부는 상·하부의 입자가 가압침투시 중심부로 밀려서 조밀한 입자분포를 나타내고 있다. 이렇게 하여 제조된 precomposite에 복합화된 SiC입자의 표면

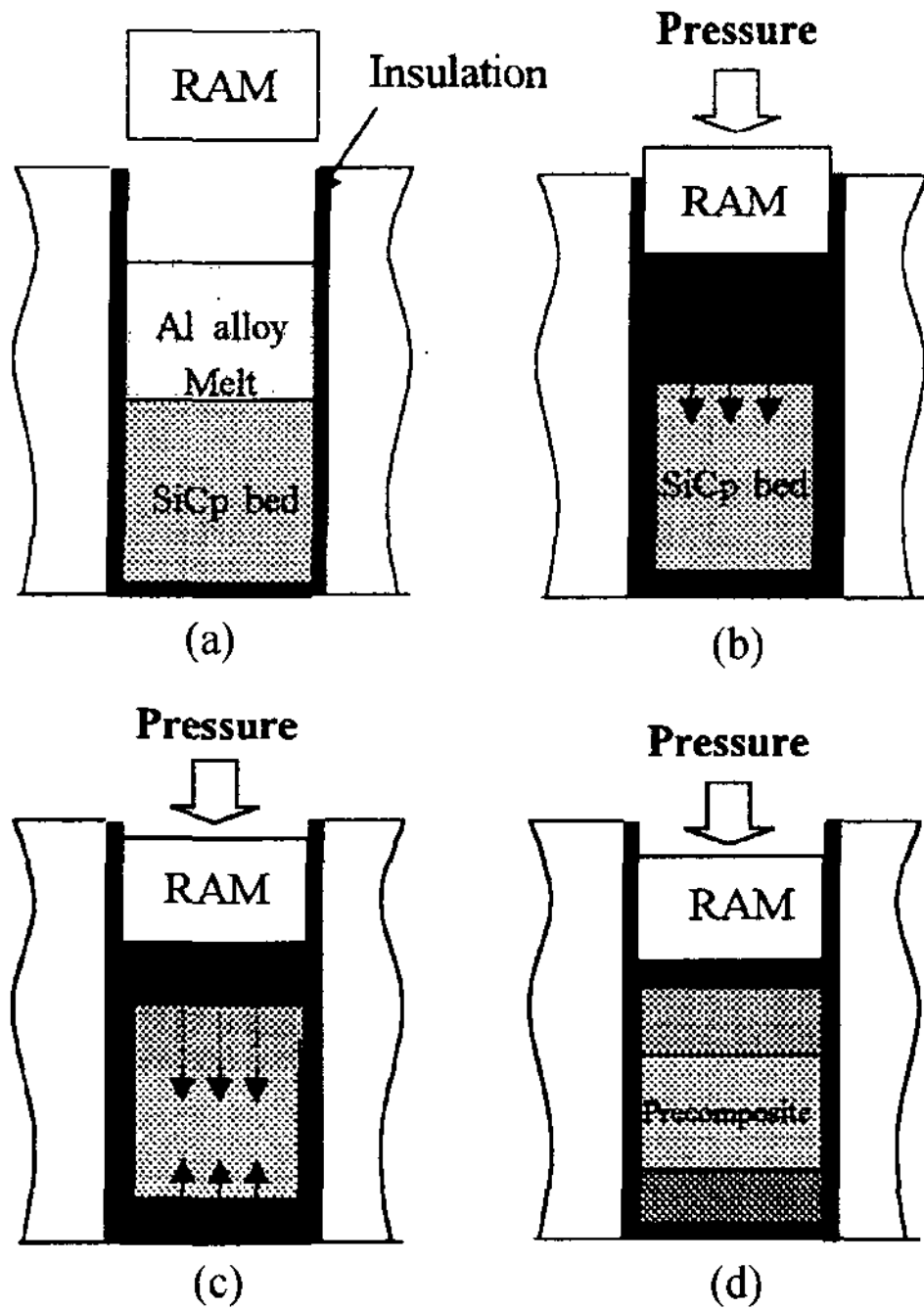


Fig. 3. Schematic illustration of melt flow behavior of making precomposite.

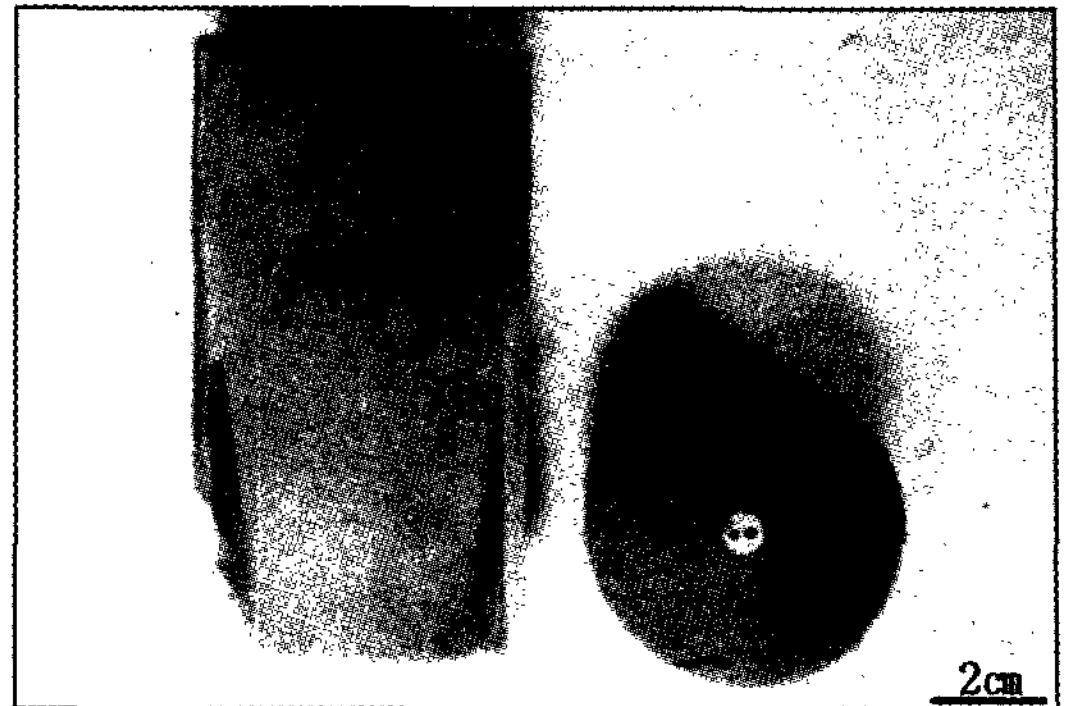


Fig. 5. Photographs of precomposite manufactured by squeeze infiltration(1st stage) in duplex process.

에 활성면이 많이 존재하여 duplex process의 2단계인 final composite의 제조시에 용탕과 강화재의 젖음성을 증가시키기 때문에 final composite에서의 균일한 강화 입자 분포를 얻을 수 있게 한다. 또한 가압침투 과정에서 형성된 기공 및 수축공이 복합재와 합금의 경계 부위에 존재하고 있음을 그림 5에서 알 수 있었다. 이것은 Kawano[8]등의 연구결과와 같이 강화입자사이의 기공이 제거되지 않았기 때문에 강화입자사이의 기공에 존재하는 가스가 용탕의 가압침투과정에서 응고가 가장 늦은 부위인 복합재와 합금의 경계부위로 이동하여 생성된 것이라고 생각된다. 또한 precomposite의 하부에서도 미세한 기공과 수축공이 존재함을 알 수 있었다. 이는 SiCp bed에 가압 용탕의 침투현상 초기에는 용융상태의 액상과 고상인 SiCp강화입자의 2상만이 존재하며 이때 액상의 량은 SiCp bed에 완전히 침투될 만큼 초기에는 충분하다. 그러나 침투가 진행되면서 용탕의 양이 감소되고 용탕의 온도가 저하되면서 반용융상태로 되어 용탕이 강화입자의 사이로 불균일적 수직판상의 침투가 진행된다. 또한 이 과정에서 용탕의 점성이 증가하고 용탕량의 감소와 가압으로 SiCp bed의 SiCp유동에 의한 하부 SiCp bed의 공극률(vacancy percentage)이 감소하고 용탕의 불균일한 흐름으로 인하여 미세한 기공과 수축공이 형성되었다고 생각된다.

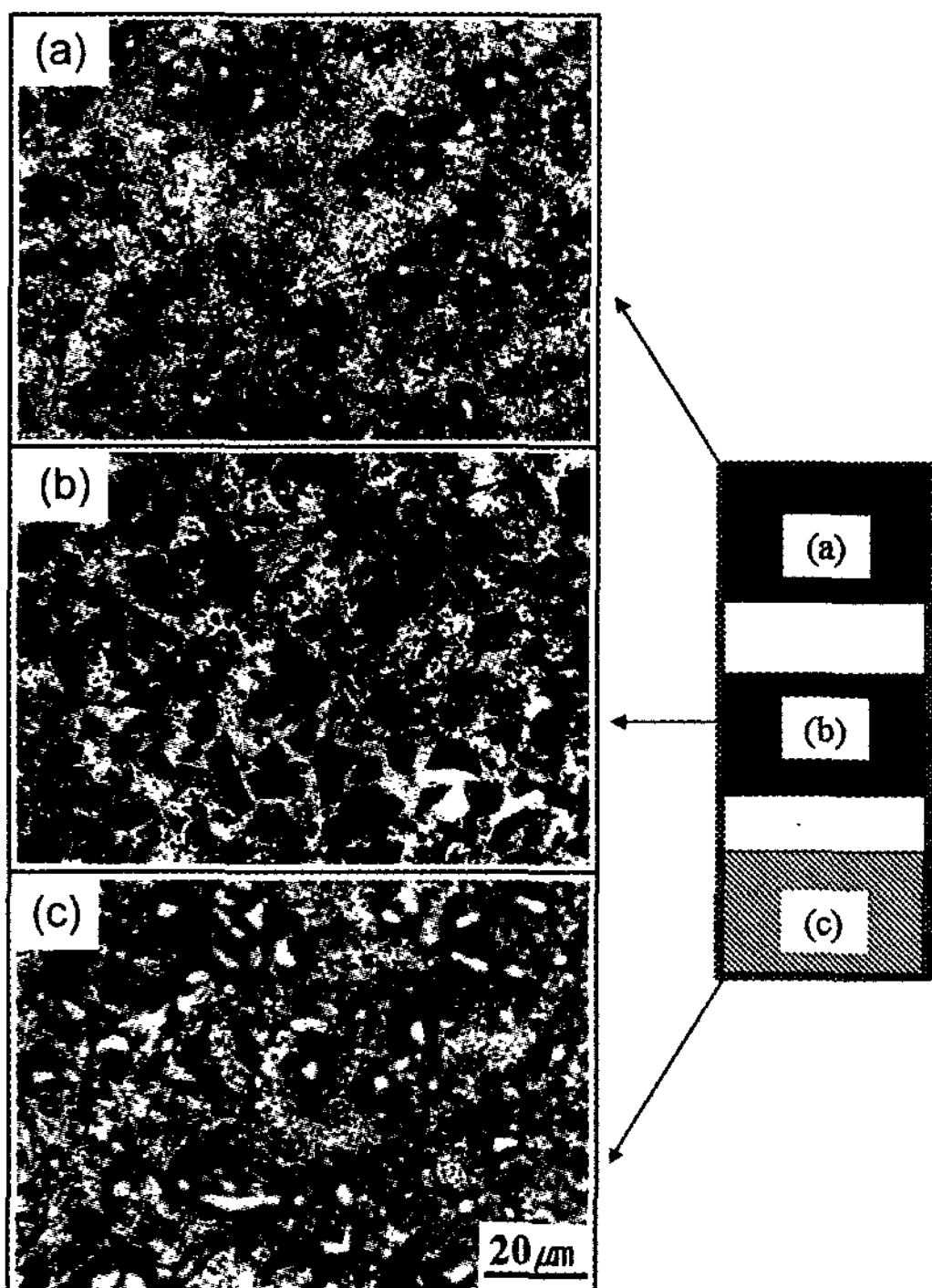


Fig. 4. Distribution feature of SiCp in various zone of precomposite.

3.2 미세조직

그림 6은 최종 3, 5, 10 µm SiCp 입자 강화알루미늄 복합재의 조직 사진이다. 그림에서 보여진 것 같이 precomposite의 SiCp의 활성면(active surface)[6]의 증가로 final composite에서는 squeeze casting에 의한

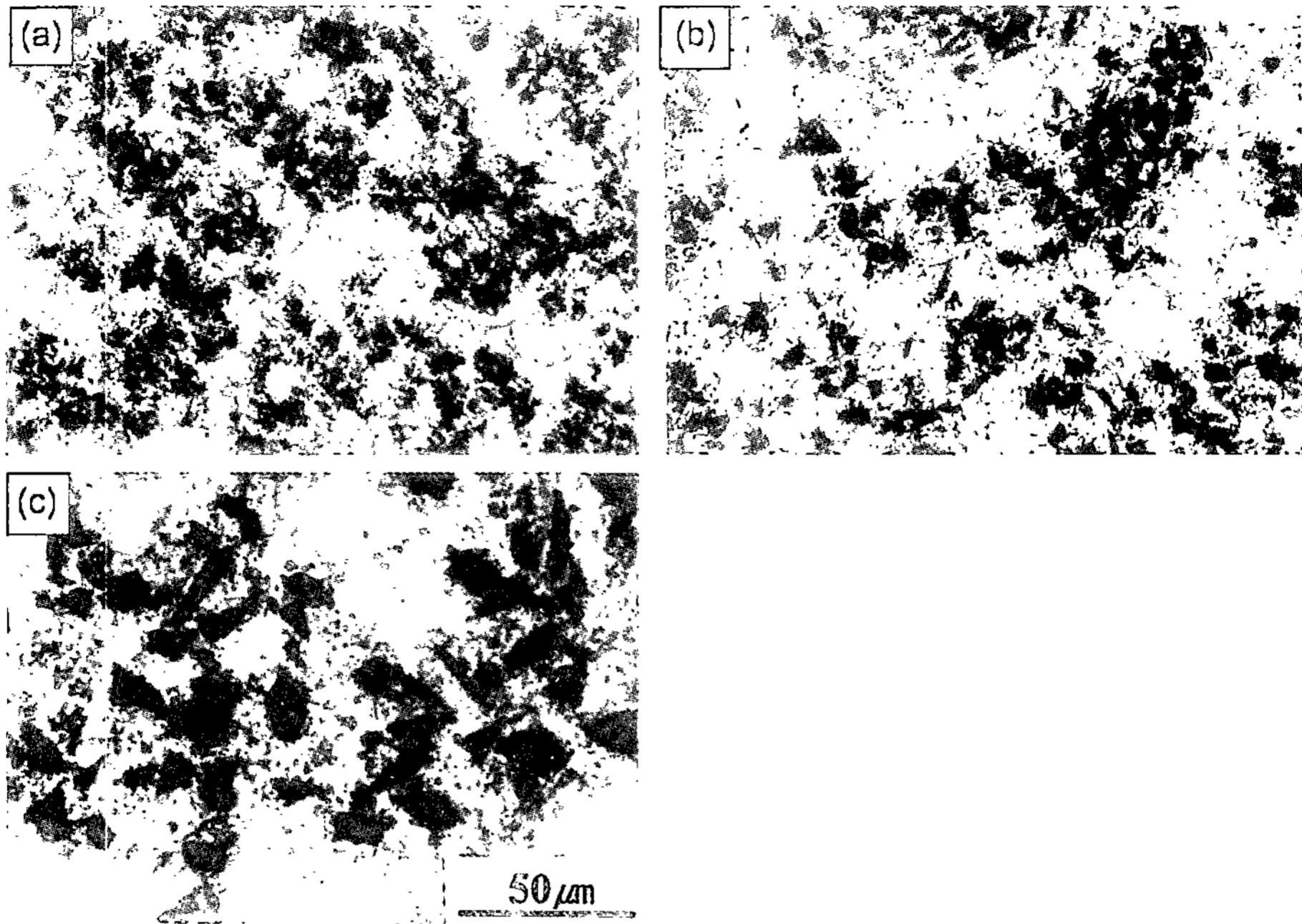


Fig. 6. Optical micrograph of Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10wt.% SiC composites with various SiC particle size.

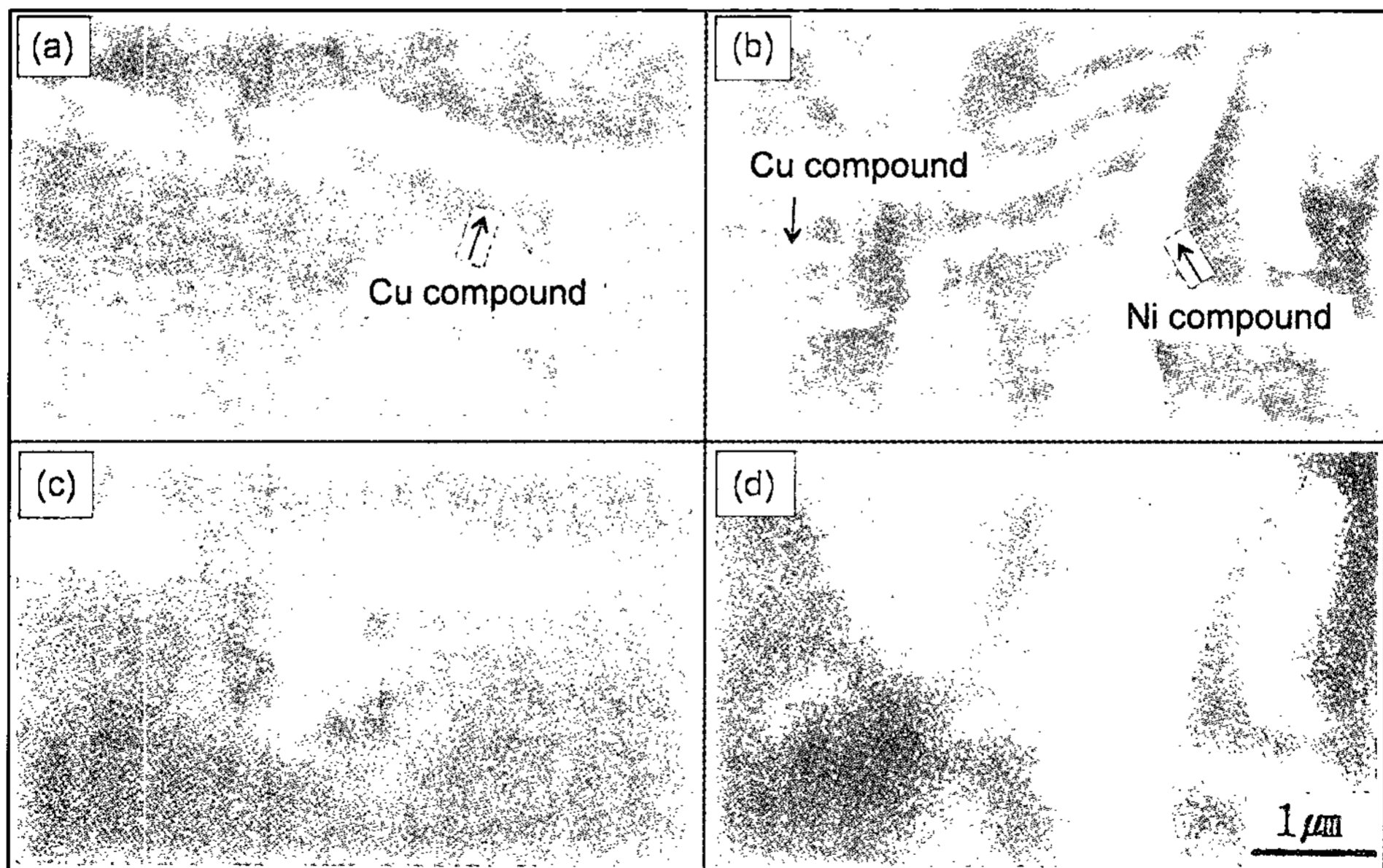


Fig. 7. Dot mapping of intermetallic compounds in matrix.

기지조직의 미세화와 더불어 SiC 입자가 균일하게 분포된 조직을 볼 수 있다. 또한 입자의 크기가 커질수록 단위 면적당 입자의 수가 줄어들고 있음을 볼 수 있다.

그림 7은 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/5 μmSiCp와 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-3Ni/5 μmSiCp 시편의 SEM 사진과 Cu, Ni 원소를 점분석한 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 이들의 화합물은 Cu원소의 첨가시에는 Cu

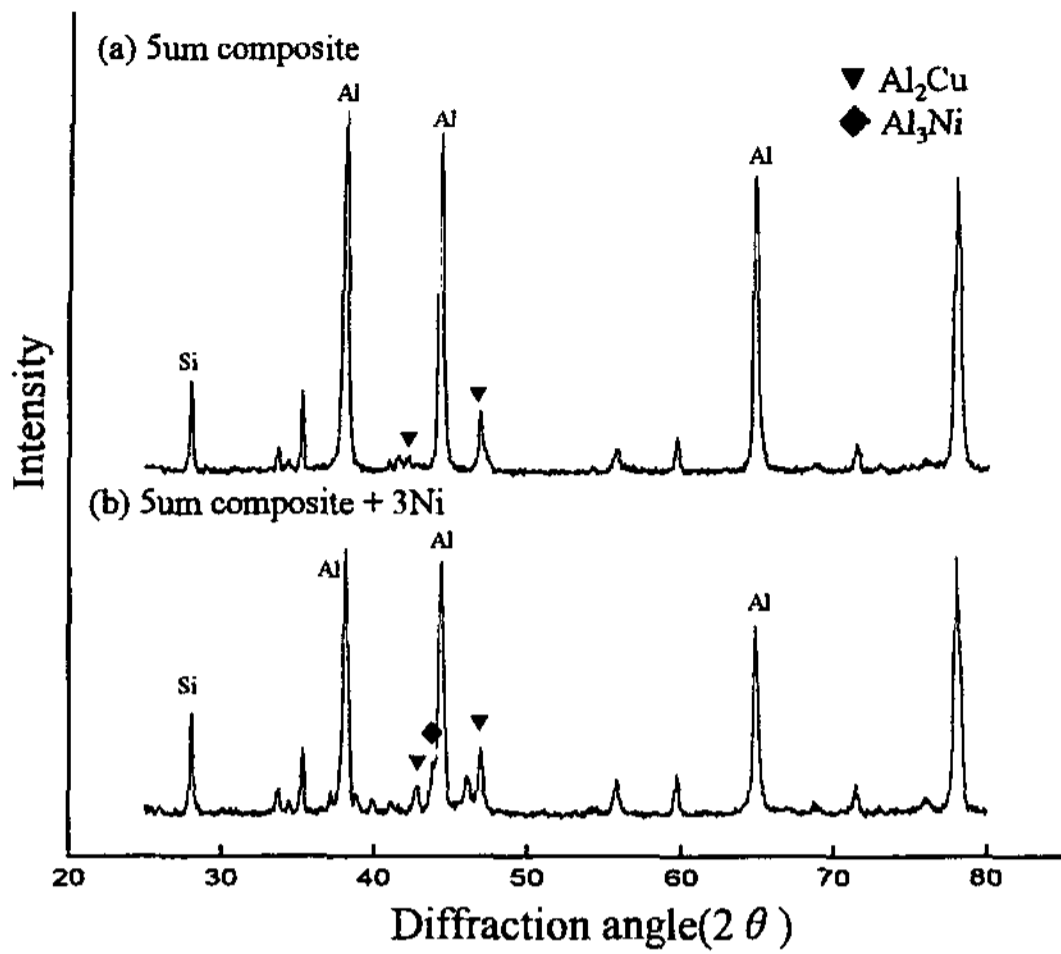


Fig. 8. X-ray diffraction analysis of (a) Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10wt.%SiCp and (b) Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-3Ni/10wt.%SiCp composites.

화합물이며, Cu 및 Ni의 복합첨가시에는 Cu 및 Ni 화합물이 같이 존재함을 알 수 있었다. 그림 8은 이들 시편들을 X선 회절결과를 나타낸 것이다. Ni를 첨가하지 않은 합금에서는 Al₂Cu 화합물의 피크를 관찰할 수 있으며 3%Ni을 첨가한 합금에서는 Al₃Ni 화합물의 회절피크가 새롭게 나타난 것을 알 수 있었다.

3.3 내열성

그림 9는 200, 300 및 400°C에서 24시간 유지한 후 수냉한 동일한 5 μm SiCp 강화재에서 Ni의 첨가량에 따른 구조재의 경도변화를 나타낸 그림이다. 고온노출

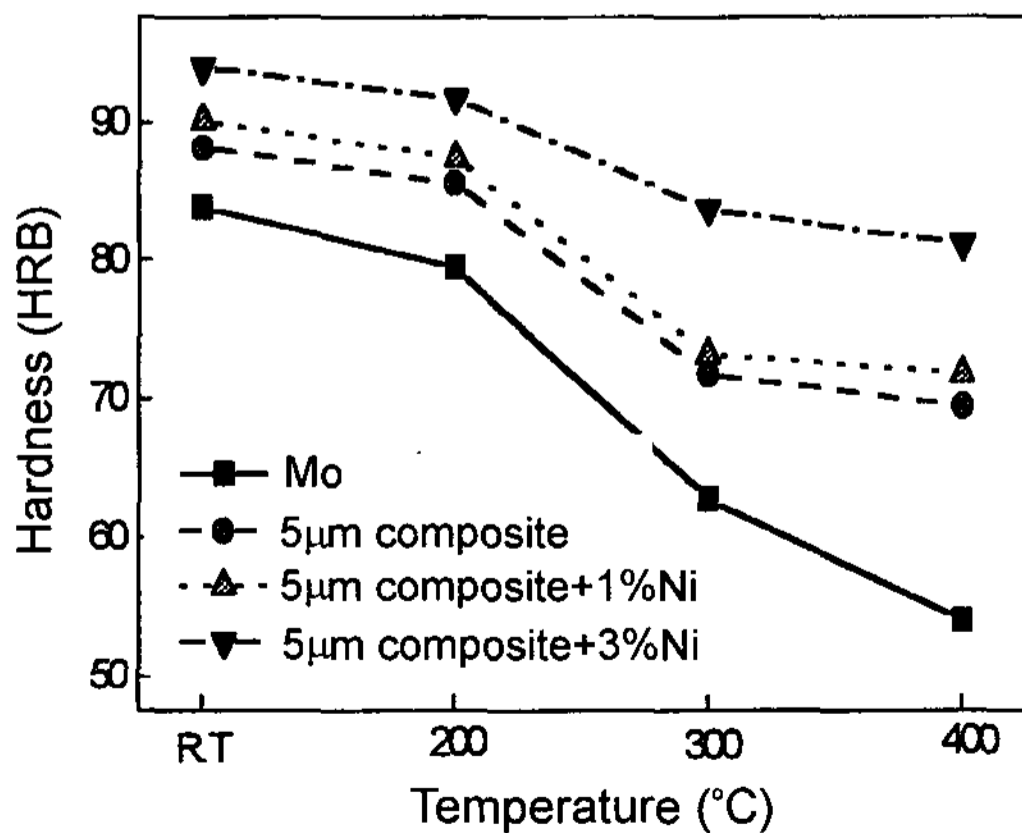


Fig. 9. The changes of hardness with Ni addition after isothermal exposure for 24 hrs at various temperatures (200, 300, 400°C).

후 경도값이 감소하고 있는데 이는 그림 7, 8에서 알 수 있듯이 고경도 Al₃Ni 화합물[6,9]이 고온에서 24시간 장시간 노출과정에서 일부 thermal decomposition이 일어났고, 또한 화합물과 matrix 계면에서 화합물의 diffusive dissolution 현상으로 전체 평균 경도가 저하되며, 또한 SiCp와 기지사이의 열팽창계수의 차이에 의한 계면분리에 의해 기지가 열화되었기 때문이다. Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg 합금의 경우 200°C에서는 경도가 완전한 감소를 보이지만 300, 400°C로 온도가 증가함에 따라 급격한 경도 감소를 보이고 있다. 그러나 5 μm SiCp 강화복합재료에서는 400°C에서도 완전한 경도 감소를 보이며 Ni 첨가량이 증가함에 따라 그 정도의 하강폭은 더욱 감소하는 것이 관찰된다. 이는 강화복합재료의 SiCp가 내열성이 크기 때문에 비강화복합재료의 경도보다 높게 나타나고 있다. 또한 Ni를 첨가함에 따라 내열성이 개선되는 것은 Sakamoto 등[9]에 의하면 고온에서도 안정한 Al₃Ni 등의 Ni의 화합물이 형성되기 때문이라고 사료된다.

그림 10은 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-(3Ni)/5 μm SiCp 강화 복합재료의 고온노출 전후의 조직변화를 나타낸다. 그림 10(a~c)에서 보듯이 고온노출후 공정 및 고경도 화합물의 기지로의 고용으로 인해 공정상의 thinning이 관찰되지만 그림 10(d~f)의 3 wt.%Ni 첨가 5 μm SiCp 강화 복합재의 경우 200°C 24시간 노출에도 Ni계 화합물의 thinning은 관찰되지 않고 400°C 24시간에서 Ni계 화합물의 thinning이 관찰된다. 결국 고온에서도 안정한 Ni계 화합물의 영향으로 고온노출후에서 경도의 하강폭이 적은 것으로 사료된다.

3.4 내마모성

그림 11은 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg 합금과 3, 5, 10 μm SiCp로 복합화된 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10 wt.%SiCp 복합재료의 고속과 저속 마멸시험에서 마멸량을 나타낸 것이다. 하중은 100N, 주행거리는 200m로 고정하고 주행속도를 1 m/s, 4 m/s로 하여 주행속도에 따른 내마멸성의 변화를 관찰하였다. 비강화재인 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg 합금의 경우, 일반적으로 Al합금들이 속도 증가에 따라 마멸량이 증가하는 것과 마찬가지로 고속마멸시 저속마멸에 비해 마멸량이 크게 증가되는 것을 알 수 있다. 그러나 복합재에서는 저속보다 고속 마멸시에 내마멸량이 감소되었다. 이러한 현상은 복합재료의 경우 저속마멸시 주로 연삭

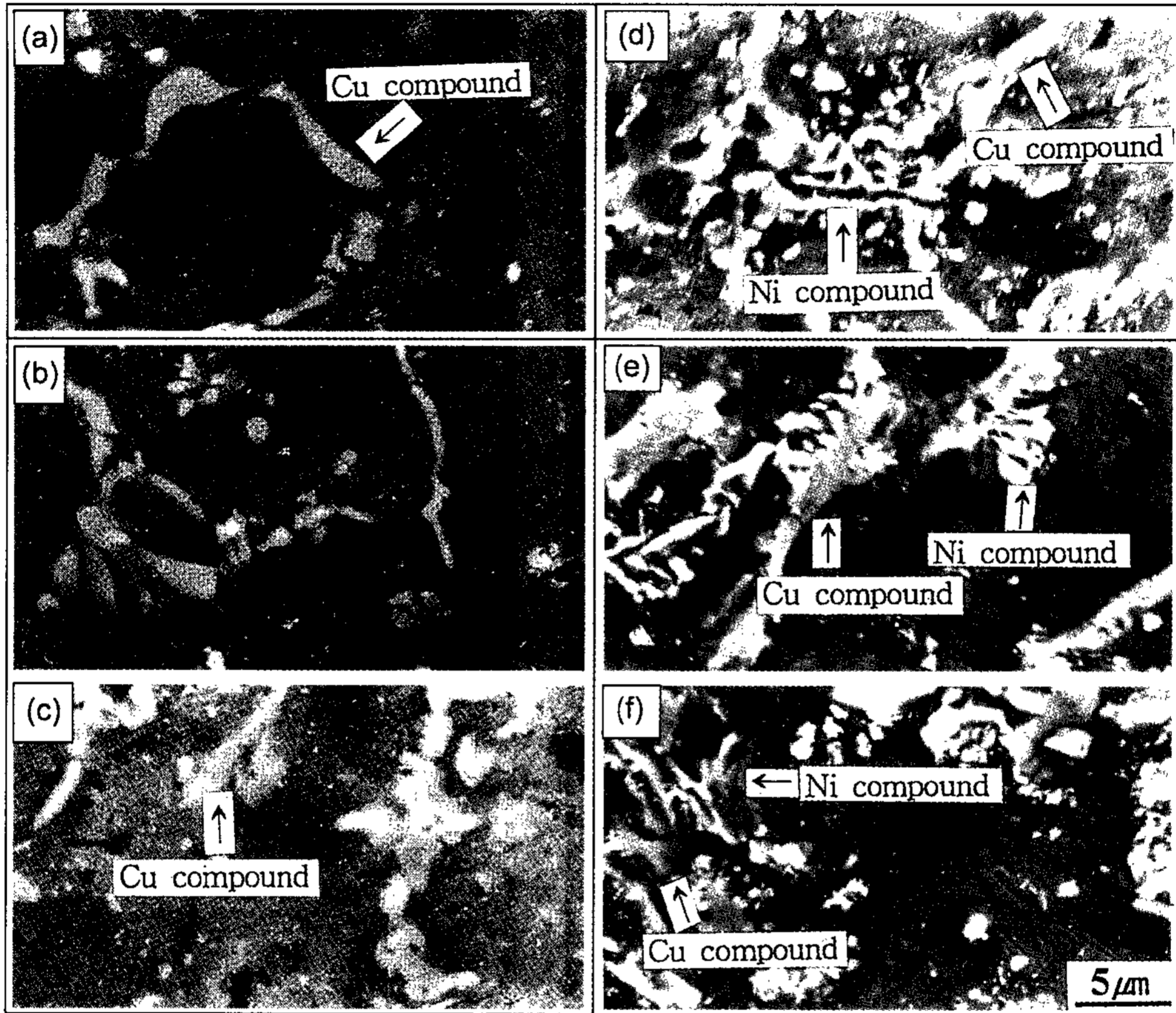


Fig. 10. The change of SEM microstructures in 0wt%Ni(a, b, c) and 3wt.%Ni(d, e, f)addition composites after heat exposure at 200°C and 400°C for 24 hr.

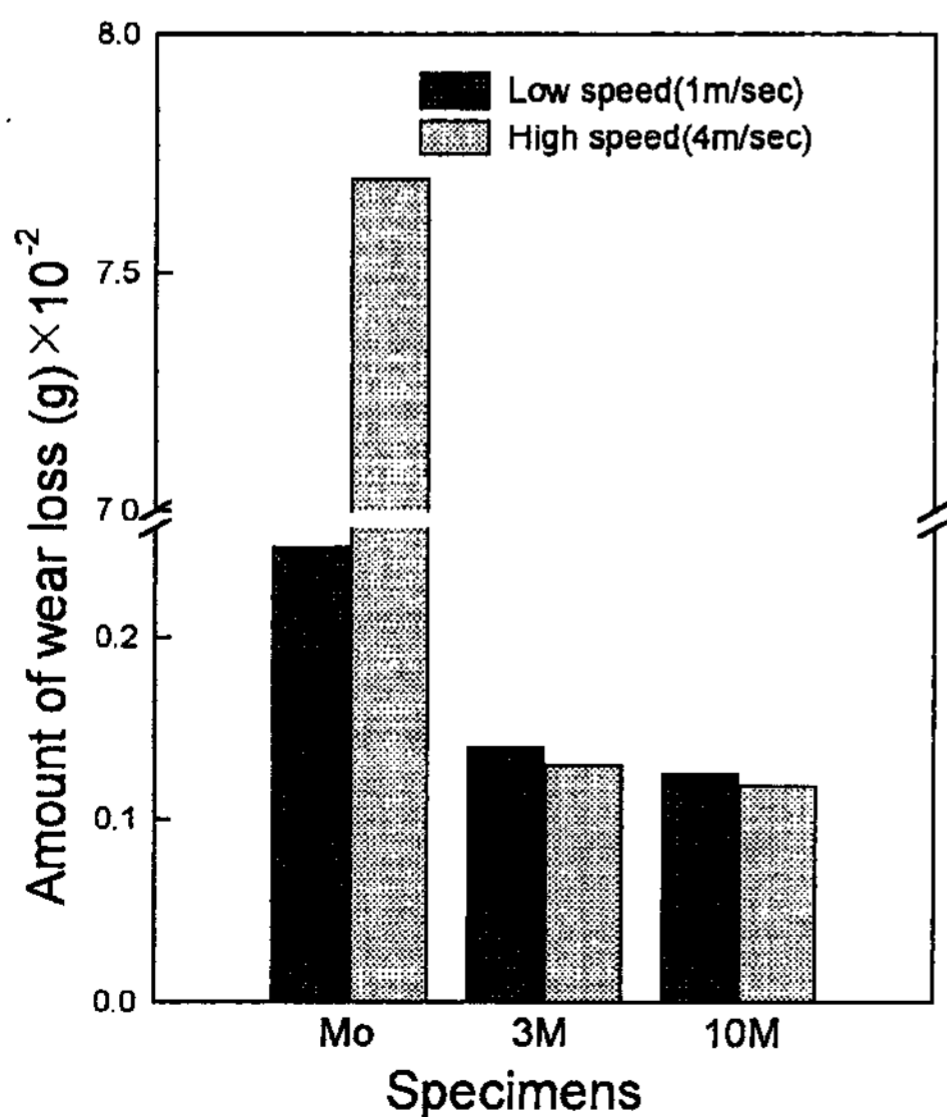


Fig. 11. The change of wear amount with particle size in SiCp reinforced composites and unreinforced alloy.

마멸에 의해 기지내의 SiCp가 함께 빠져나가 마멸이 발생하는 반면 고속에서는 SiCp가 마멸되면서 이들 입자가 연한 기지에 박히게 된다. 이 박히게 된 SiCp는 내마멸 효과를 나타내 고속마멸에서 더욱 내마멸성이 우수한 것으로 사료된다. 그리고 10 µm SiCp 강화 복합재료에 비해 3 µm SiCp강화 복합재료에서 마멸량이 증가하는 것을 관찰할 수가 있는데 이것은 강화재의 크기가 일정크기(10 µm)이하 일 때 마멸면에서의 버팀 목 역할을 하지 못하기 때문으로 사료된다.

그림 12는 5 µm SiCp 강화 복합재료에서 Ni 첨가에 따른 내마멸성의 변화를 나타낸 것이다. Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-3Ni/SiCp 복합재료가 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/SiCp 복합재료에 비해 내마멸성이 개선되며 이는 Ni 첨가에 따른 고경도 화합물의 형성에 기인한 기지 경도 상승때문으로 생각되며 이것은 경도가 높은 재료가 내마멸성도 일반적으로 우수하다는 이론과 잘 일치되었다[10].

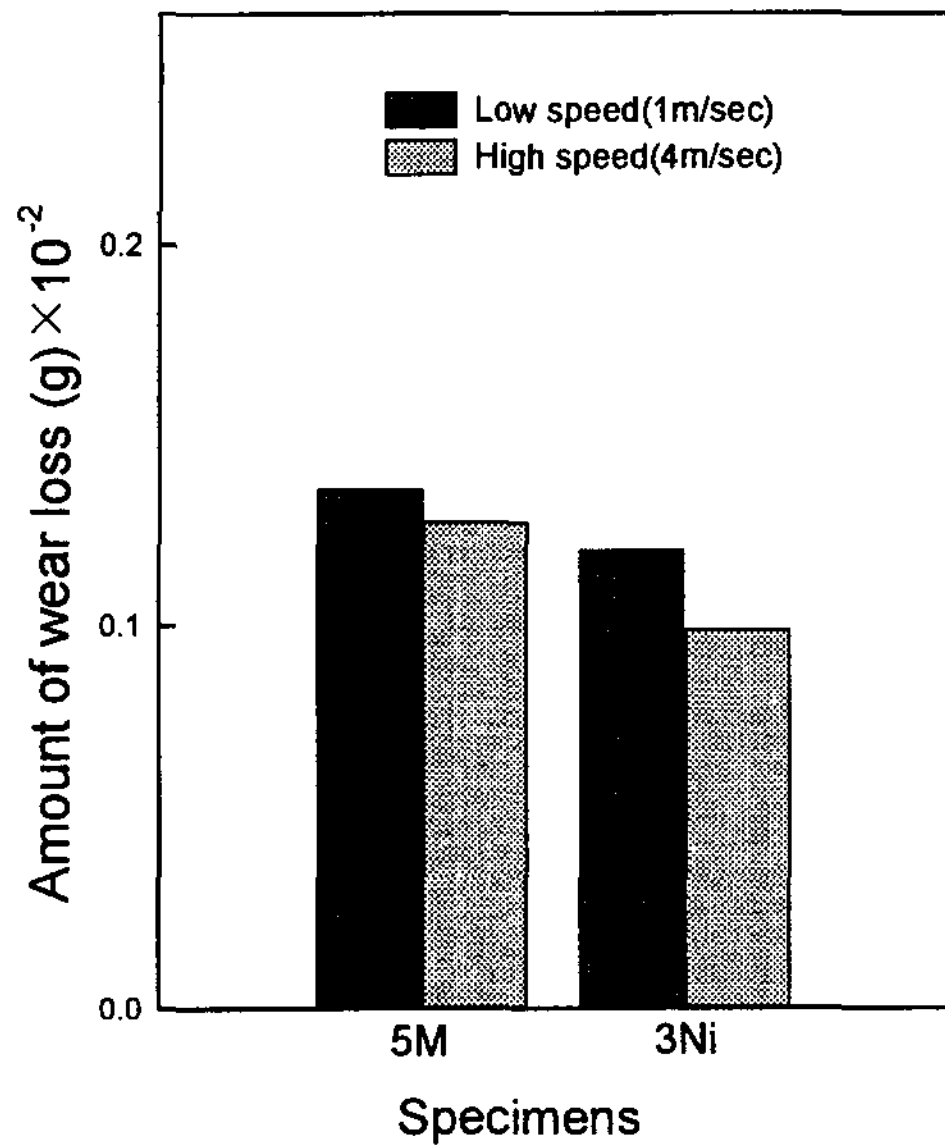


Fig. 12. The change of wear amount of 5 μm SiCp reinforced composites with 0.3wt.% Ni addition.

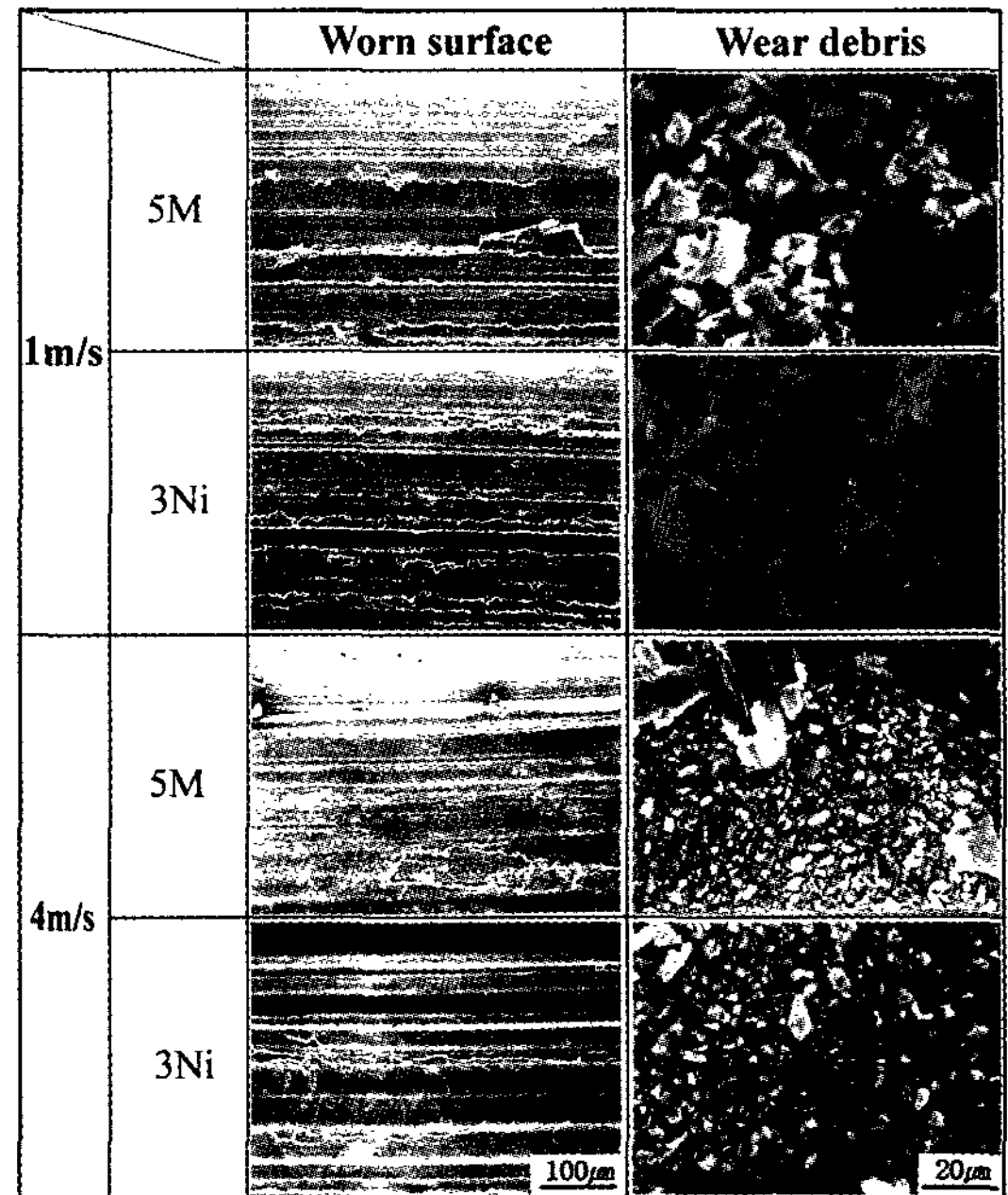


Fig. 14. SEM photographs of wear surface and debris according to low and high sliding speed with no or 3wt.%Ni addition 5 μm SiCp reinforced composites.

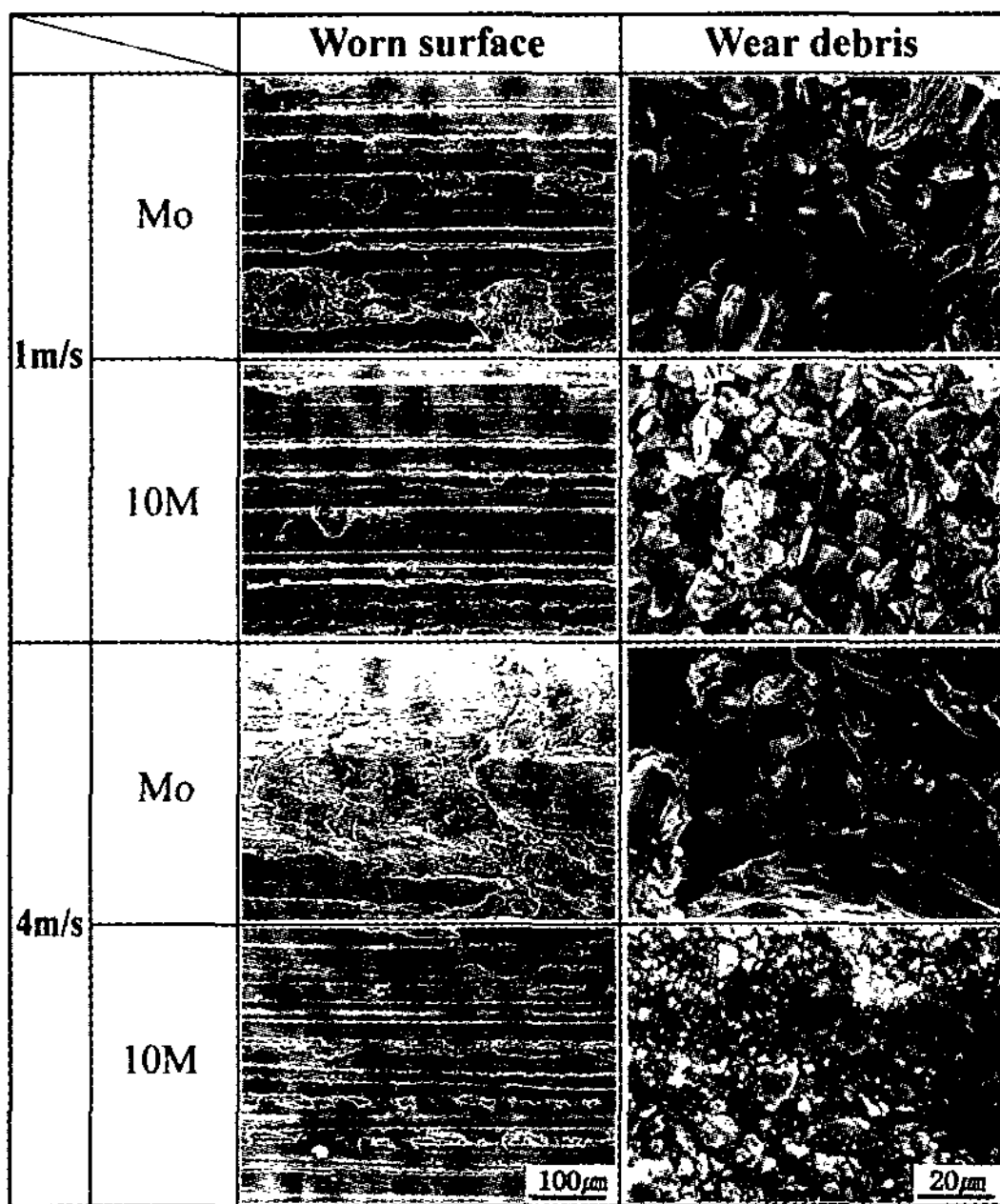


Fig. 13. SEM photographs of wear surface and debris according to low and high sliding speed in matrix alloy and 10 μm SiCp reinforced composites.

그림 13은 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg 합금과 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10 μm SiCp 강화 복합재료의 마멸면과 debris를 보여주는 SEM 사진이다. Al-

7.76Si-2.75Cu-0.28Mg 비강화재의 경우 저속마멸에서는 연삭마멸과 응착마멸에 의해 기지가 떨어져 나갔으며, 고속마멸에서는 저항열의 증가에 의해 응착마멸과 박리마멸에 의해 기지가 떨어져 나간 것을 마멸면과 debris를 통해 확인할 수 있었다. 즉 마멸속도의 증가에 따라 마멸량이 크게 증가되고 있다. 그러나 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/10 μm SiCp 강화 복합재료의 경우 저속마멸에서는 연삭마멸에 의해 SiCp가 빠져 나와 일방향으로 줄무늬를 나타낸 연삭마멸이 대부분이고 부분적으로 응착마멸의 양상을 나타내었다. 그러나 고속마멸시에는 마멸면과 debris의 미세함을 보아 SiCp가 빠져 나오기 보다는 빠른 상대재의 회전속도에 의해 SiCp가 미세하게 깨어져 기지금속에 박히게 되어 기지금속의 응착을 방지하여 마멸량이 감소되었다고 사료된다. 따라서 마멸면과 debris를 관찰하여도 비강화재는 저속보다 고속에서 마멸량이 증가되었고 반대로 강화재에서는 고속보다 저속에서 마멸량이 증가되었음을 알 수 있었다.

그림 14는 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg/5 μm SiCp 강화 복합재료와 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-3Ni/5 μm SiCp 강화 복합재료의 마멸면과 debris를 보여주는

SEM 사진이다. 사진에서 알 수 있는 것 같이 복합재료에서 고속 마멸의 debris가 저속 마멸의 debris 보다 훨씬 적게 나타났다. 이는 고속에서의 마멸량이 저속의 마멸량보다 적게 발생한다는 것을 알 수 있다. 또한 이 현상은 Ni 첨가의 복합재료에서도 마멸속도에 따라서 동일한 양상으로 나타났다. Ni 첨가의 효과는 Ni이 첨가된 고속이나 저속의 마멸속도에서도 Ni을 첨가하지 않은 복합재료에 비하여 응착마멸 현상이 거의 나타나지 않았으며 그 debris의 크기도 작았으며 따라서 마멸량도 감소함을 알 수 있었다. 이 이유는 Ni 첨가에 따른 Al_3Ni 등의 고경도 화합물의 형성으로 기지금속의 경도가 향상되어 3 wt.%Ni 첨가한 복합재료가 보다 우수한 내마모성을 나타내는 것으로 사료된다.

4. 결 론

Duplex process로 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-X(Ni)-SiCp 복합재료를 제조한 후 용탕의 유동현상과 조직 관찰 및 내열 및 마모성에 관하여 연구한 결과는 다음과 같다.

- 1) 용탕가압유동현상으로 precomposite의 상, 중, 하의 SiCp의 밀도 분포는 서로 상이하였다.
- 2) Duplex process에서는 SiCp 입자가 균일 분포된 복합재료의 조직을 얻을 수 있었다.
- 3) 내열성은 강화재료가 비강화재료보다 우수하게 나타났다으며 또한 SiCp 크기가 작은 복합재료가 크기가 큰 복합재료에 비해서 내열성이 우수하였다.
- 4) 3 wt.%Ni를 첨가한 Al-7.76Si-2.75Cu-0.28Mg-5 μm SiCp 복합재료는 내열성이 Ni 첨가하지 않은 복

합재료보다 우수하였다.

5) 복합재료의 마멸시험에서 SiCp의 크기가 감소할수록 마멸량은 증가하였으며 마멸속도의 증가에 따라 마멸량은 오히려 감소하였다. 또한 Ni을 첨가하므로 복합재료의 내마멸성이 증가되었다.

후 기

이 연구는 과학기술기초연구 중점지원(과제번호: 1998-017-E00070)에 의하여 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] A. Munitz et al. : Met. Trans., 10A (1979) 1419.
- [2] I. M. Park et al. : J. Kor. Foundrymen's Soc., 9 (1989) 411.
- [3] C. K. Kim et al. : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 22 (1984) 185.
- [4] S. W. Kim, G. Durrant, J. H. Lee, B. Cantor : J. Mater. Sci., 34 (1999) 1873.
- [5] S. W. Kim, G. Durrant, J. H. Lee, B. Cantor : J. Mater. Synth. Pro., 6 (1998) 75.
- [6] S. W. Han : Master Dissertation, CNU, Korea (1996).
- [7] Lim. T. W. : Fabrication and mechanical behavior. Aluminum matrix composite material, Ph.D. Dissertation, State Univ. of New York at Buffalo, 1990.
- [8] N. Kawano et al : J. Japan Inst. Light Metals., (1989) 88.
- [9] Sakamoto Kaki et al. : J. Japan Inst. Metals, 63 (1999) 1348.
- [10] N. A. Belov et al. : The 3rd international conference on aluminum alloys, Trondheim Norway, 2 (1992) 132.