

Rheo-compocasting과 Squeeze casting법에 의해 제조된 Al기 복합재료의 특성

서영식 · 이종현 · 김영순 · 원창환 · 홍순익

충남대학교 금속응고신소재연구소

A Characteristics of Al Matrix Composites Prepared by Rheo-compocasting and Squeeze Casting

Young-Sik Seo, Jong-Hyeon Lee, Young-Sun Kim,

Chang-Whan Won and Sun-Ik Hong

Rapidly Solidified Materials Research Center, Chungnam National University,

305-764, Taejon, Korea

초 록 본 연구는 주조성, 내압성, 내열성 등이 우수하여 군용 및 민수용 기계소재로 이용되고 있는 Al-Si-Mg계 AC4C 합금에 세라믹(Al_2O_3 , Al_2O_3 -TiC)을 강화시키는 복합재료제조에 관한 기초연구의 일환으로 수행하였다.

연구내용은 세라믹 강화재의 젖음성을 높이기 위하여 수소환원법에 의한 Al_2O_3 입자의 Ni피복과 기존의 프리폼 제조방법보다 간단하고 경제적인 자전연소합성법에 의해 Al_2O_3 -TiC 다공성 pellet을 제조하여, 이들 강화재와 AC4C 기지금속을 이용하여 rheo-compocasting 및 squeeze casting법으로 복합재료를 제조하고 미세조직, 계면생성물, 기계적 성질, 내마멸성 등의 특성을 조사하였다. rheo-compocasting법에 의해 제조된 Al_2O_3 입자 강화 복합재료에서 강화재들은 응집체로 존재하지 않고 비교적 균일하게 분산되었고 Al_2O_3 -TiC 강화재를 이용하여 squeeze casting으로 가압주조 하므로써 기지금속과 강화재의 젖음성이 향상되었다.

Abstract The objective of this research is to obtain the technical feasibility and the basic data for fabrication of ceramic particles (Al_2O_3 , Al_2O_3 -TiC) reinforced AC4C alloy (Al-Si-Mg base) matrix composite materials. AC4C alloy have good castability, high pressure resistance, and high thermal resistance so that they are used as materials for mechanical components of both military and civil equipments. AC4C alloy matrix composite materials reinforced by the prepared Ni coated Al_2O_3 particles and porous Al_2O_3 -TiC pellets were fabricated by using rheo-composite materials were analysed through the investigation of microstructures, interfacial reaction, mechanical properties, and were resistance property. The composites reinforced with Al_2O_3 particled fabricated by reinforcements, and the composites reinforced with Al_2O_3 -TiC fabricated by squeeze casting improved wettability between the matrix metal and the reinforcements by means of pressure infiltration.

1. 서 론

금속기지 복합재료(Metal Matrix Composite)는 1960년대 미국의 NASA가 주축이 되어 항공우주계획에 적용할 신소재의 연구개발이 본격적으로 시작된 이래 1980년대에 접어들면서 장섬유, 단섬유, 휘스커(whisker), 입

자 등 다양한 종류의 형상의 강화재가 개발되어 항공기, 자동차, 기계, 전자, 레이산업 분야까지 적용이 고려되었고 새로운 관심을 불러일으키고 있다¹⁻³⁾. 특히, 알루미늄 기지 복합재료는 단순 알루미늄 합금에 비해 강도와 비강성이 높고 내마모성 및 내열성이 우수하다는 장점을 갖고 있기 때문에 그 응용범위가

Table 1. Chemical composition, heat treatment condition and mechanical properties of AC4C Al alloy.

Chemical Composition (Wt. %)	Si	Mg	Cu	Fe	Ti	Ni	Al
	6.5	0.20	max.	max.	max.	max.	bal.
Heat treatment Condition	Solution Treatment			Aging			
	about 525°C, 8hrs			about 160°C, 6hrs			
Mechanical Properties	Tensile Strength		Elongation		Hardness		
	min. 22kgf/mm ²		min. 3%		about HB85		

점차 확대되어 가고 있다^{3,4)}. 한편 최근에는 장·단섬유나 휘스커에 비해 원자재의 가격이 저렴하고 주조, 압출, 압연, 단조 등의 소성 가공이 용이하며 물성의 이방성이 거의 없는 입자강화 복합재료가 각광을 받고 있는 추세이다. 알루미늄 기지 복합재료에 대한 국내 연구 동향은 1980년대 후반부터 주로 SiC 또는 Al₂O₃강화재를 대상으로 제조방법 및 특성평가에 관한 기초연구^{5,6)}가 활발히 진행되고 있으나 아직 공업적 생산단계는 이르지 못하였고, 그 중에서도 Al₂O₃입자를 강화시키는 복합재료 연구에 대해서는 일부 시도된 바 있으나 Al 용탕과 Al₂O₃입자간에 젖음성(wettability)이 나쁘기 때문에 만족스런 결과를 얻지 못한 것으로 발표되었다^{7,8)}.

본 연구에서는 rheo-compcasting시 Al₂O₃강화재의 젖음성을 향상시키기 위하여 수소환원법으로 Al₂O₃입자에 Ni을 피복(이하 Al₂O₃/Ni, 이하 함)하였으며, squeeze casting시 기존의 복잡한 예비성형체 제조공정보다 간단하고 경제적인 자전연소합성법(Self-propagating High-temperature Synthesis)에 의해서 Al₂O₃-TiC로 된 다공성 pellet을 제조하여 예비성형체로서의 사용가능성을 시도해 보았다. 기지금속으로는 알루미늄 합금 중에서 주조성이 우수하고 내압성 및 내식성이 뛰어나서 미사일, 항공기, 자동차 등의 기능 부품으로 이용되는 Al-Si-Mg계 AC4C알루미늄 합금을 선정하여 rheo-compcasting법과 squeeze casting 법에 의한 AC4C/Al₂O₃/Ni 및 AC4C/Al₂O₃-TiC복합재료를 제조하고 이에 대한 미세조직, 강화재 분산성, 계면반응, 기계적 성질 및 내마멸성 등을 시험 분석하여 복합재료 제조시 기술적 기초자료를 도출코자 하였다.

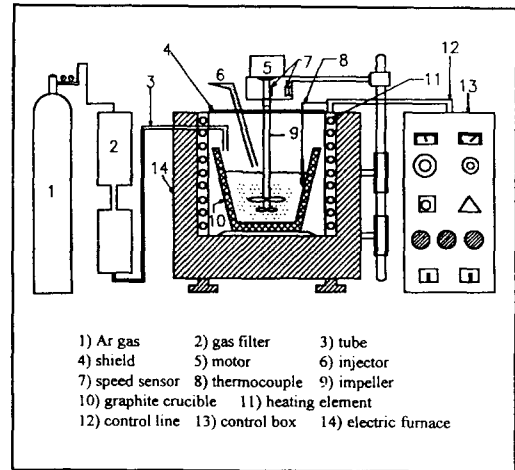


Fig. 1. Schematic diagram of the rheo-compcasting apparatus.

2. 실험 방법

시편제작

본 실험에 사용된 기지금속은 주조성이 양호하고 내압성 및 내열성이 우수한 Al-Si-Mg계 AC4C알루미늄 합금으로서 화학조성을 Table 1에 나타내었다. rheo-compcasting시 강화재로 사용된 Al₂O₃입자는 Ni이온이 함유된 금속염 수용액에 수소가스를 주입하여 금속 Ni을 환원시켜 피복시켰으며⁹⁾ 33 μ m와 44 μ m의 2종을 복합화하고 결과를 비교 검토하였다. 시편제작에 사용된 장치는 Fig. 1과 같이 용해로, 온도조절장치, 용탕교반장치, 강화재 첨가 및 가스 분위기장치 등으로 구성되어 있으며, 교반장치는 DC motor, 속도조절장치 및 impeller로 이루어져 있다. impeller의 재질은 열전도도가 낮은 stainless steel이며 용탕재에 침적시, 용탕과 반응을 억제하기 위하여 표면

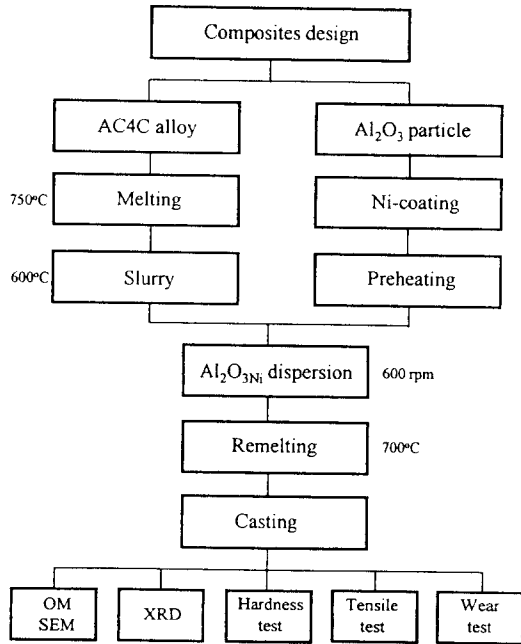


Fig. 2. Rheo-compocasting process step of the AC4C/Al₂O_{3n} composites.

을 boron nitride로 피복하였다. 또한 용탕교반시 슬러리상태인 기지합금에 작용하는 전단력을 크게 하기 위하여 impeller의 형상을 2단으로 하고, 크기는 도가니 내경의 0.63배, 상부 impeller의 위치는 용탕높이의 0.81배로 하였다¹¹⁾. 복합재료의 제조는 Fig. 2와 같이 먼저 기지합금의 주괴를 rheo-compocasting장치 내에 흑연도가니에 장입하여 약 750°C에서 용해하였다. 그리고 탈가스제(C₂C₁₀)를 첨가하여 용탕 표면에 부유된 슬래그를 제거하고 아르곤 가스 분위기 하에서 impeller를 용탕에 침적하여 교반하면서 용탕의 온도를 600°C까지 강하시켜 용탕을 슬러리 상태로 유지하였다. 이때 슬러리 상태인 기지합금의 고상율(f_s)은 다음과 같은 식을 이용하여 추산¹²⁾ 하였으며 약 42%로 계산되었다.

$$f_s = \left\{ \frac{(T_1 - T)}{(T_1 - T_3)} \right\}^{1/2} \times 100$$

여기서 T_1 : 기지합금의 액상선 온도

T : 슬러리 상태인 기지합금 온도

T_3 : 기지합금의 고상선 온도

강화재를 첨가하는 동안에도 일정한 고상율을 유지하기 위하여 강화재의 첨가량이 증가됨에 따라 슬러리 상태인 기지합금의 온도를 약간씩 상승시켰다. 그리고 효과적으로 강화

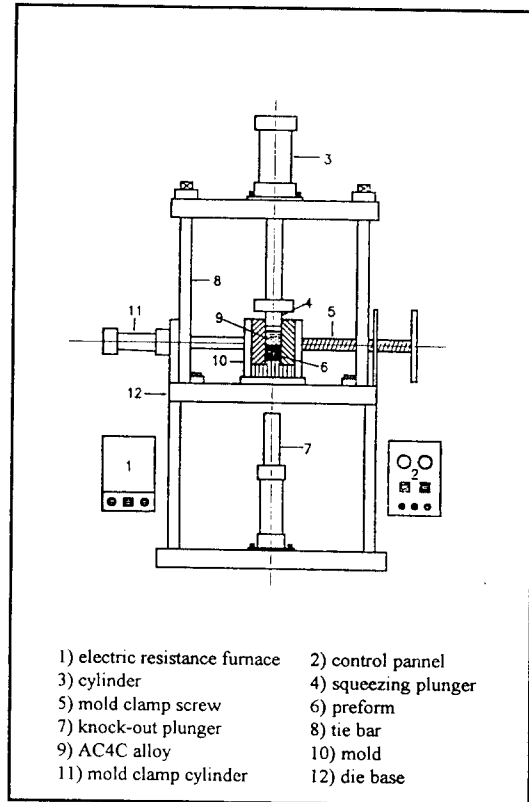
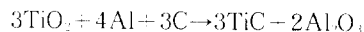


Fig. 3. Schematic diagram of the squeeze casting apparatus.

재를 첨가하기 위하여 강화재를 초음파 세척기에서 아세톤으로 세척하고 100°C에서 완전히 건조시켜¹³⁾, 교반(600rpm)되고 있는 슬러리 상태인 기지 합금의 표면에 소량(2~3g/min)씩 분할시켜 첨가하였다. 이때 Al₂O_{3n} 입자의 첨가량은 2~12vol%로 하였다. 강화재의 첨가가 완료된 후에도 강화재의 균일 분산을 위하여 20분간 계속하여 교반을 행하였다. 강화재의 첨가 및 분산이 완료되면 슬러리상태인 복합재료를 다시 700°C에서 재용해하여 20분간 추가 교반을 한 후, 도가니를 꺼내어 금형에 주입하였다. Squeeze casting의 경우는 아래의 반응에 의해 이루어지는 SHS법으로 제조된 54wt% Al₂O₃-46wt% TiC 합성체를 예비물로 사용하였으며¹⁴⁾, 그 형태는 합성한 그대로의 다공질(기공율 70%) pellet과 이를 분쇄하여 평균 63μm로 입자화한 것으로 하였다.



Squeeze casting시는 Fig. 3과 같이 상부와

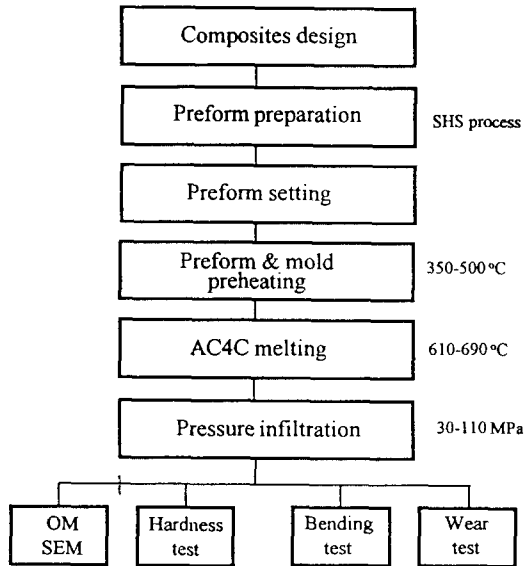


Fig. 4. Squeeze casting process step of the AC4C/Al₂O₃-TiC composites.

하부펀치 사이에 금형을 위치시키고 상부펀치에 의해서 필요한 압력이 가해지도록 하였으며 Fig. 4와 같은 단계로 AC4C/Al₂O₃-TiC 복합재료를 제조하였다. 세부작업은 고온 윤활제인 boron nitride를 도포한 금형에 SHS공정으로 제조된 Al₂O₃-TiC 예비성형체를 장입한 후 Al용탕의 침투가 용이하도록 350~500°C로 예열하였다. 온도는 금형 중심부에 K형 열전대를 삽입하여 조절하였으며 각각의 예열온도에서 기지금속의 용탕온도를 610~690°C의 범위에서 변화를 주어 탈가스 처리후 주입하였다. 복합화의 주요한 인자인 가압력은 30~110MPa, punch의 이동속도 1.6cm/s, 가압시간 20sec로 하였다. 한편 입자 형태의 Al₂O₃-TiC를 금형 내에 충전한 후 상기와 동일한 조건으로 복합재료 시편을 제조하였다.

시험분석

복합재료의 기지조직 및 강화재 등의 분산 거동등을 조사하기 위하여 주요한 시편을 절단하고 연마하여 0.5% HF수용액으로 10초간 부식시킨 다음 알콜로 세척하여 미세조직을 관찰하였으며 Al₂O₃-Ni와 기지금속간의 계면반응을 조사하기 위하여 XRD분석을 하였다. 강화재 첨가량에 따른 복합재료의 경도는 마이크로 비커스 경도기로 측정하였으며 시험하중은 100g으로 하여 최고 및 최저 경도값을 제의

하고 평균값을 취하였다. Al₂O₃-Ni 입자상화 복합재료의 인장특성은 MTS 810 system을 이용하여 평행부 직경 4.0mm, 표점거리 20mm인 보상시편으로 인장속도 0.4mm/min로 시험하였다. 그러나 squeeze casting한 시편의 경우는 크기가 작아 3점 굽힘시험을 실시하였으며 3.0×3.0×38.4mm의 시편을 0.5mm/min의 cross-head속도로 하중을 가한 후 굽힘강도를 측정하였다. 파괴된 시편의 파면은 주사전자현미경을 이용하여 파면상에서 기지금속과 강화재의 거동을 관찰하였다. 마모시험은 Okoshi type의 고속마모 시험기를 이용하였다. 상대마찰시편은 SM45C로서 940°C에서 1시간 용체화 처리한 후 수냉(H₂C62)하여 사용하였으며, 시험조건은 마찰하중 2.1kg, 마찰거리 100m에서 마찰속도를 0.52~3.67m/s로 변화시켜 건식마모시험을 하였다. 마모시험 후 optical comparometer를 이용하여 시편의 마모폭을 5/1000mm까지 측정하여 비마모량(specific wear amount)을 구하였다. 여기서 비마모량은 단위 접촉하중 및 단위마찰거리당 시편의 마모량이다. 또한 마모기구를 조사하기 위하여 마모시험한 후 마모면은 SEM으로 조사 분석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

입경 33 μ m와 44 μ m의 Al₂O₃-Ni 입자 강화재를 AC4C 기지금속에 2~12Vol% 분산시켜 AC4C/Al₂O₃-Ni 복합재료를 제조하여 각각의 인장강도 및 연신율을 측정된 경과 Fig. 5와 같이 기지합금보다 인장강도가 높았으며 입경이 작을수록 증가하였다. 이는 강도가 큰 Al₂O₃ 입자의 함유량이 증가함에 따라 기지금속의 소성변형이 제약을 받아 강도가 증가한 것으로 여겨진다. 연신율은 Fig. 6과 같이 복합재료가 기지합금보다 낮고 강화재 양이 증가할수록 입경이 클수록 저하하였다. 기지합금의 인장강도에 미치는 입자강화재 부피분율의 영향을 보면 부피분율 12vol%의 경우 기지재보다 약 8%의 향상된 강도를 얻을 수 있었다. 그리고 44 μ m의 입자 강화재를 8vol% 분산강화시킨 복합재와 33 μ m 입자를 5vol% 강화시킨 복합재의 강도값이 비슷하게 나타났는데 이는 입자 분산강화 복합재료 제조시에 입자의 크기가 재료의 강도에 미치는 효과가 크다고 생

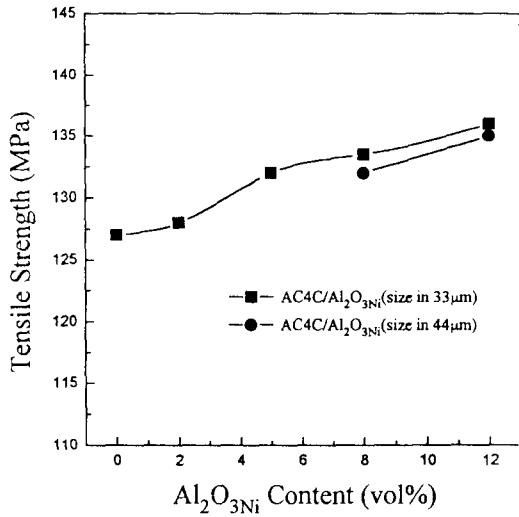


Fig. 5. Effect of Al₂O₃Ni content on the tensile strength of rheo-compcast AC4C/Al₂O₃Ni composites.

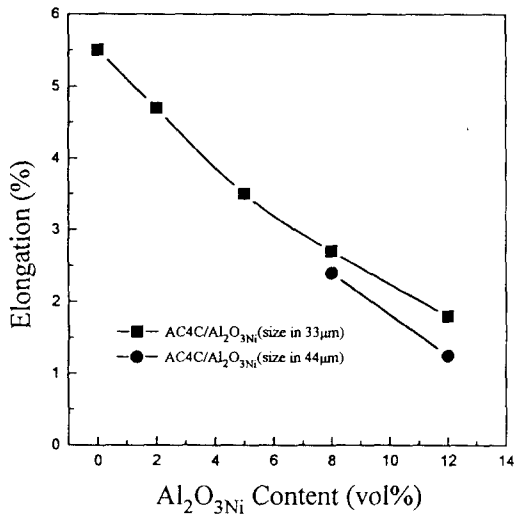


Fig. 6. Effect of Al₂O₃Ni content on the elongation of rheo-compcast AC4C/Al₂O₃Ni composites.

각할 수 있다. 이렇게 분산강화가 이루어지기 위해서는 입자가 전위의 움직임을 방해하기 위한 충분한 강도가 있어야 하며, 입자의 부피분율, 입자의 크기 및 입자간 거리등의 기하학적인 분포에 의한 영향이 크다. Fig. 7은 기지금속과 강화재의 복합화 부분에 대한 XRD 분석 결과로서 Al₂O₃표면에 피복된 Ni이 AC4C기지금속과의 상호 확산시 계면반응에 의해 Al함량이 높은 Al₃Ni, Al₂Ni, AlNi 등이 형

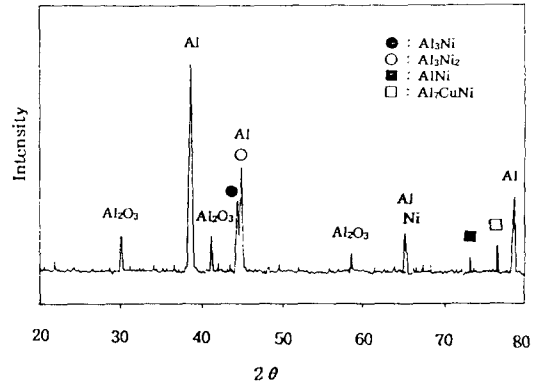


Fig. 7. X-ray diffraction pattern of the rheo-compcast AC4C/12 vol% Al₂O₃Ni composites.

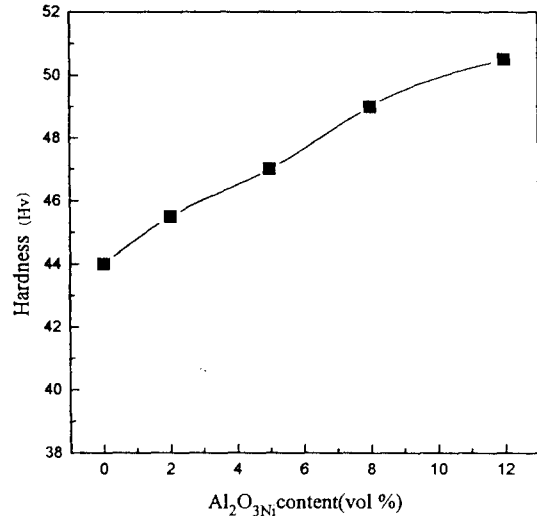


Fig. 8. Effect of Al₂O₃Ni content on the hardness of rheo-compcast AC4C/Al₂O₃Ni composites.

성됨으로써 젖음성이 개선되어 계면결합력이 향상된 것을 예측할 수 있다. 그러나 용탕온도를 과도하게 높일 경우 입자강화재에 피복된 Ni이 용융 Al기지 속으로 용해해 나가면서 AlNi₃ 금속간 화합물을 생성하여 재료의 기계적 성질에 취약한 영향을 미치게 된다^[11]. 따라서 강화재 입자와 기지금속 사이의 지나친 계면 반응은 오히려 나쁜 영향을 주므로 용탕온도 및 응고속도 등을 적절히 조절하여야 한다. Fig. 8 및 9는 Al₂O₃입자의 부피분율 및 입자크기에 따른 경도 값의 변화이다. 강화재 입자의 분산량이 증가할수록 경도값이 증가했으며 입자크기가 작을수록 경도값은 중

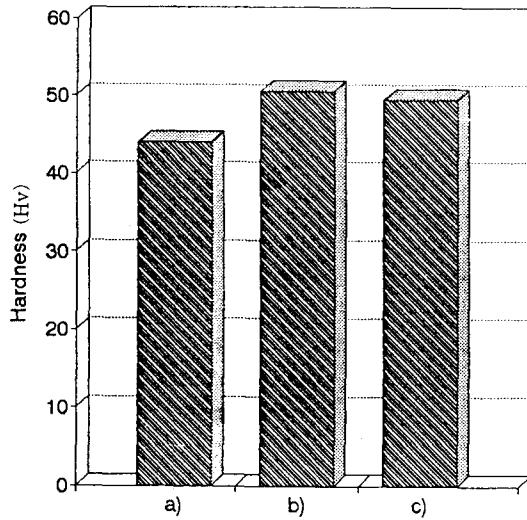


Fig. 9. Hardness of the rheo-compcast AC4C/Al₂O₃Ni composites and AC4C alloy. (a) AC4C alloy (b) AC4C/12 vol Al₂O₃Ni (size in 33 μm) (c) AC4C/12 vol Al₂O₃Ni (size in 44 μm)

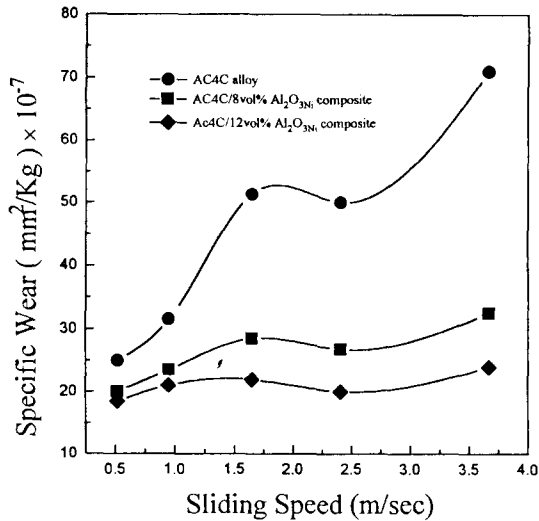


Fig. 10. Relation between specific wear and sliding speed of rheo-compcast AC4C/Al₂O₃Ni composites and AC4C alloy.

가했다. 부피분율을 일정하게 했을 때 입자의 입경이 크면 입자간 거리가 커지고 반대로 입자가 작을수록 단위면적당 입자수가 증가하여 입자간 거리가 짧아지는 것이 경도와 큰 관계가 있다고 생각한다. Fig. 10은 마멸시험시 마모속도와 비마모량의 관계이다. 기지금속은 마찰속도의 증가에 따라 응착마모가 지배되어

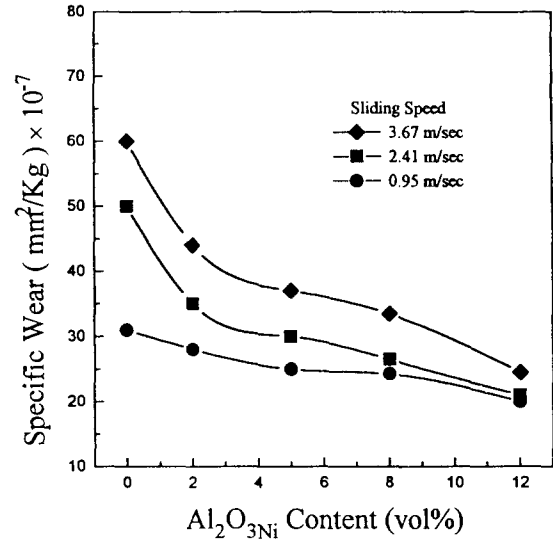


Fig. 11. Relation between specific wear and Al₂O₃Ni content of rheo-compcast AC4C/Al₂O₃Ni composites with various sliding speeds.

마멸량이 지속적으로 증가하는 것을 볼 수 있으나 복합재료는 낮은 마찰속도 0.52m/s에서 Al₂O₃Ni 분산량에 따라서 비마모량이 19~25 mm²/kgf × 10⁻⁷로 나타났으며, 최고마찰속도 3.67m/s에서 강화재를 첨가하지 않은 기지금속은 71mm²/kgf × 10⁻⁷이었으나 12vol% Al₂O₃Ni를 첨가한 복합재료는 24mm²/kgf × 10⁻⁷으로서 내마멸성이 약 3배의 향상을 보였다. 이러한 현상은 마찰속도의 증가에 따른 마찰면의 온도상승에 의해서 경질의 마모입자가 마찰면에 박히게 되어 상대적으로 강화재입자의 존재비율을 증가시키는 역할을 해서 내마멸성이 향상된 것으로 보이며 강화재를 첨가하지 않은 기지금속에 비해 강화재를 첨가한 시료는 강화재의 첨가에 의해 내열성이 향상되고, 경도의 향상에 의한 내마모성이 부여되며 강화입자에 의한 기지금속의 소성유동을 억제하여 기계적 파괴 및 용착에 의한 마모를 저하시켜 마모량이 상당히 감소했으리라 생각된다. 최고 마찰속도에서는 마찰면의 온도상승이 재료의 밀립현상으로 이어져 마멸량은 다소 증가한 것을 볼 수 있다. 강화재의 분산량이 내마멸성에 미치는 영향을 보면 Fig.11과 같이 부피분율의 증가에 의해 마모량의 감소가 확인되고 있다. 이는 강화재 입자수가 증가할수록 입자간 거리가 짧아져 기지금속의 강화현상을

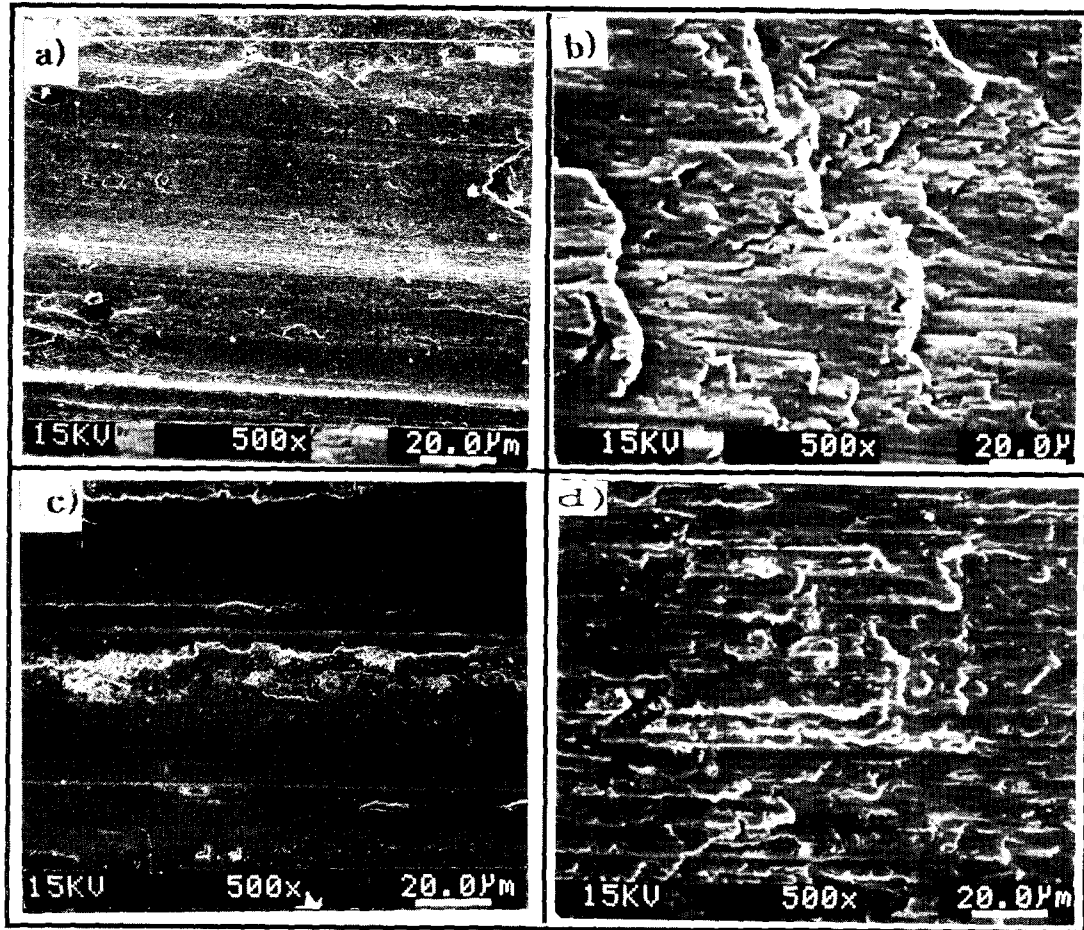


Photo 1. SEM photographs of wear surfaces of rheo-compoast AC4C alloy AC4C/Al₂O₃ composites. (a) AC4C alloy (sliding speed:0.52 m/sec) (b) AC4C alloy (sliding speed:3.67 m/sec) (c) AC4C/12 vol Al₂O₃ composites (sliding speed:0.52 m/sec) (d) AC4C/12 vol Al₂O₃ composites (sliding speed:3.67 m/sec)

보이면서 강화재 입자가 마찰면에 박혀 연삭 마모를 가중시키는 역할을 하여 마모량을 감소시키는 것으로 사료된다. 한편 마멸기구를 규명하기 위해 마찰면을 주사전자현미경으로 관찰하여 Photo 1에 나타내었다. a)와 같은 저속마찰에서는 마찰면에 발생한 마찰열과 마찰하중에 의하여 굴괘임(ploughing)양상의 연삭마모가 일어났으나 마찰속도가 증가함에 따라 응착마모와 산화 및 용융마모로 천이되어 재료의 연화에 의한 심한 밀림현상이 나타났다⁹⁾. 그러나 Al₂O₃를 12vol%첨가한 복합재료의 경우 c), d)에서 볼 수 있듯이 저속에서는 역시 굴괘임 현상이 관찰되며 기지금속에 비해 상당히 mild한 연삭마모가 되었음을 확인할 수 있고, 고속에서는 강화재의 박힘현상

과 다소의 밀림현상을 볼 수 있다. 이것은 기지금속과 Al₂O₃ 입자사이의 젖음성이 양호하여 마멸시험중 Al₂O₃ 입자가 탈락되지 않고 마멸방향으로 이동하여 기지금속의 탈락을 방지하는 간접적인 강화효과¹⁰⁾와 마찰면에 존재하는 Al₂O₃입자의 우수한 내열 및 내마모성에 의한 직접적인 강화효과가 동시에 작용하고 마찰면에 존재하는 미세한 Al₂O₃입자의 운환 작용에 의해 기계적 파괴 마멸이 되지 않고 연삭마멸이 진행되었기 때문이다. Table 2는 squeeze casting법에 의한 AC4C/Al₂O₃-TiC 복합재료 제조시 가압력을 70MPa로 고정하고 강화재의 형태, 예열온도 및 용탕온도의 변화에 따른 기지금속의 침투정도를 나타낸 것이다. 용탕의 온도와 강화재의 예열온도가 높을

Table 2. Infiltration of AC4C melt in the Al_2O_3 -TiC preform with various temperatures.

Preform	Preform Temp.(°C)	AC4C Melt Temp. (°C)		
		610	650	690
Pellet	350	○	◐	○
	400	◐	●	●
	450	●	●	●
	500	●	●	●
Particle	350	○	○	◐
	400	◐	●	●
	500	●	●	●

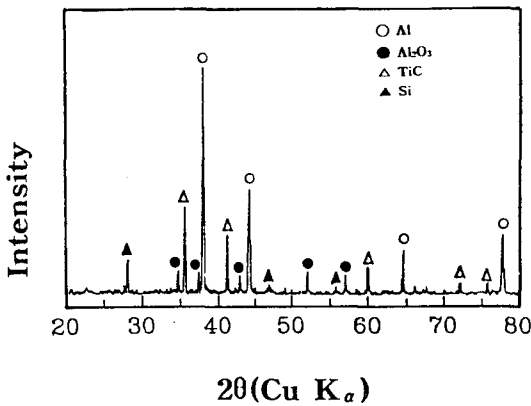


Fig. 12. XRD analysis results of squeeze cast AC4C/ Al_2O_3 -TiC composites.

수록 액상의 유지시간이 길어져서 기지금속의 침투가 잘 되는 것을 알 수 있으며, 기공율이 비교적 높은 pellet 형태의 강화재가 좀 더 양호한 결과를 보였다. 따라서 용탕온도와 프리폼 온도를 690°C와 500°C로 각각 고정하고 가압력에 따른 영향을 분석하였다. Photo 2에는 주조시 가압력에 따른 주조조직의 변화를 나타내었다. 전체적으로 가압력이 증가할수록 주조조직은 약간 미세화하는 경향을 보이고 있으며 110MPa 에서 pellet의 경우는 강화재가 가압방향에 수직으로 약간 변형 및 파손되어 있고, particle의 경우는 강화재입자가 다소 응집되어 있음을 볼 수 있다. 주조조직의 미세화는 가압에 의한 용접상승으로 급냉 응고의 효과가 작용하고 강화재에 의해서 불균일 핵생성이 촉진되고 이것이 결정립 성장을 방해하여 조직이 미세화된 것으로 해석된다. 따라서 본 실험에서는 강화재의 변형이

일어나지 않고 미세한 주조조직을 얻을 수 있는 70MPa의 가압력이 적합한 것으로 검토되었다. Al합금과 Al_2O_3 또는 TiC강화재 간의 계면반응에 대한 연구결과에 의하면 Al과 Al_2O_3 는 계면에 spinel구조를 갖는 $AlOAl_2O_3$ 또는 반응성이 강한 합금원소로 인해 $MgAl_2O_4$, $CuAl_2O_4$ 등의 화합물이 생성되고 Al과 TiC간의 반응생성물은 TiC가 분해된 Ti와 Al이 반응하여 화합물을 형성한다¹⁷⁻¹⁹). 그러나 본 실험에서 제작된 시편의 XRD 분석 결과 기지 성분인 Al, Si peak와 강화재 성분인 Al_2O_3 , TiC만 검출되고 전술한 aluminate나 Ti, Al화합물은 확인할 수 없었다. 이는 squeeze casting시 응고가 3~5초의 극히 짧은 시간내에 일어나 반응이 진행되지 못하였거나 극히 미량이므로 검출되지 않은 것으로 사료된다. 한편 Photo 3은 기지금속과 강화재의 경계부분을 EDAX로 점분석한 결과로서 a)는 기지금속, b)와 c)는 경계부분, d)는 강화재 부분이다. 기지부분은 Al과 소량의 Si, 경계부분은 Al과 Ti, 강화재 부분은 Ti가 높게 검출된 결과로 미루어 기지금속이 강화재 사이로 침투되어 있음을 알 수 있다. Fig. 13은 기지금속, 경계면 및 강화재 부분의 micro-vickers경도를 측정된 결과이다. 경도는 기지금속(Hv 59)보다는 경계면(Hv 83)이 더 높았고 강화재(Hv 1115)부분은 가장 높게 나타났다. 이것은 경계부분이 기지금속과 강화재가 혼합되어 경도향상을 일으킨 것으로 해석된다. 가압력이 증가할수록 경도값도 기지금속보다 50~60% 증가하는 경향을 보이고 있으나 70MPa 이상에서는 증가량이 미소하였다. 이것은 가압력이 작을 경우(30MPa) 강화재 사이에 충분한 기지금속의 침투가 이루어지지 않았기 때문이며, 70MPa 이상에서는 조직의 미세화와 강화재 파괴분율의 미소한 증가에 의해서 경도가 올라간 것으로 보인다. 또한 pellet 형태의 강화재로 제조한 복합재료의 경도가 particle의 경우보다 높은 이유는 pellet 형태가 구조적 결합강도를 가지고 있기 때문인 것으로 추정된다. 기지 금속과 강화재의 결합강도 측정을 위해 3점 굽힘시험을 실시한 결과 Fig. 14와 같이 AC4C합금은 가압력에 따라 큰 변화가 없었으나 복합화한 후 가압력 30MPa에서는 충분한 복합화가 이루어

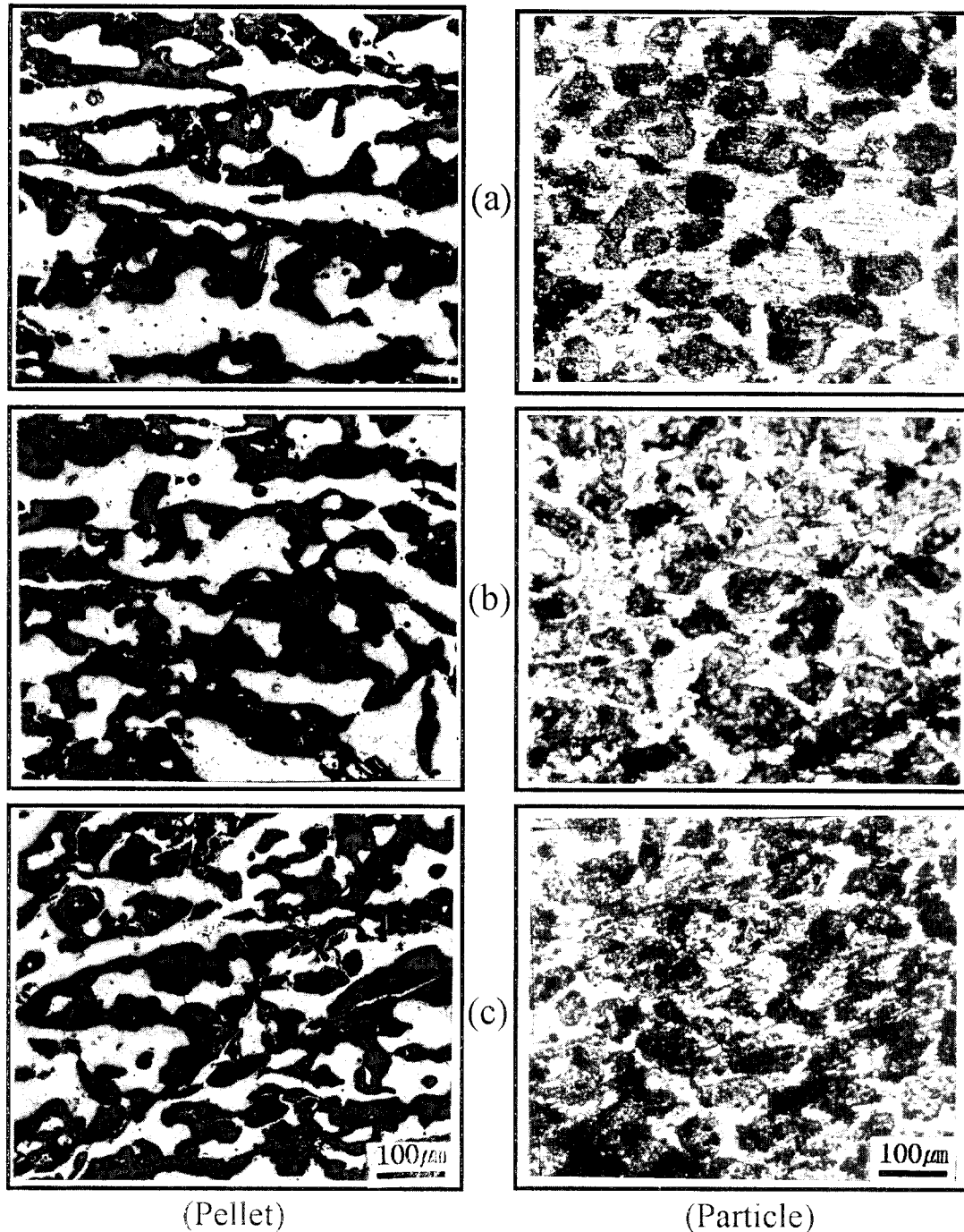
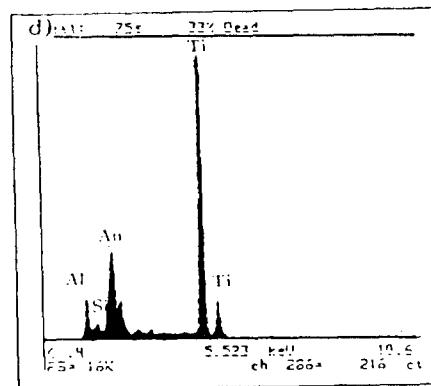
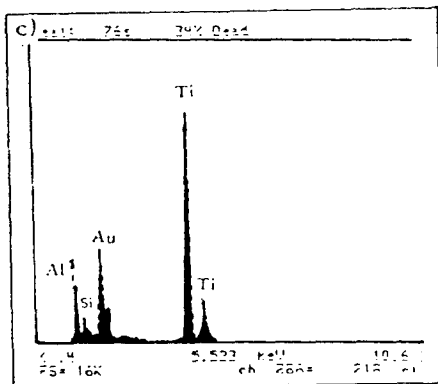
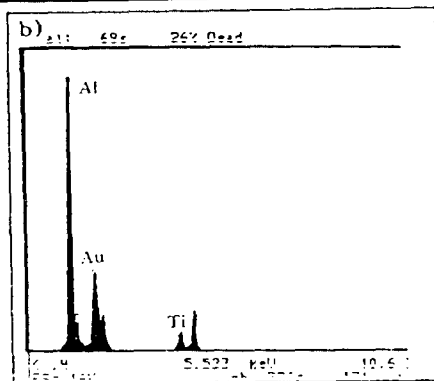
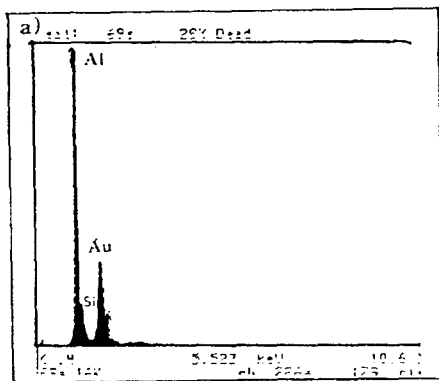
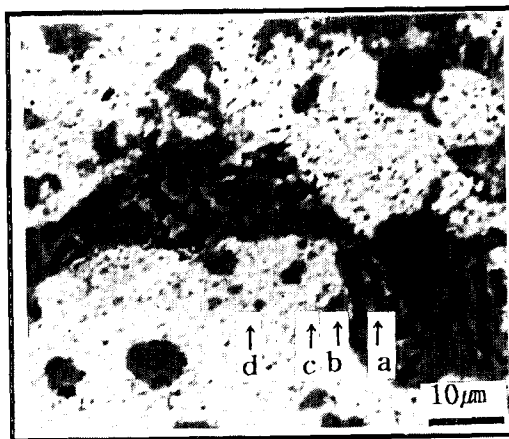


Photo 2. Optical micrographs of squeeze cast AC4C/AlO-TiC composites fabricated with various pressures. (a) 30 MPa (b) 70 MPa (c) 110 MPa

어지지 않아 기지금속보다 오히려 낮은 값을 나타내었으며, 70MPa 이상으로 하였을 경우는 대체로 일정한 값을 유지하였으며, 70MPa 이상에서의 강도 저하는 고압에 의해 강화재

의 일부가 변형되었거나 균열이 발생했기 때문이다. Photo 4는 압축강도 시험의 파단면을 관찰한 주사전자 현미경 사진이다. 가압력이 낮은 30MPa 에서는 공정 Si 및 Al_2O_3 -TiC



Zone	a (matrix)	b,c (interface)	d (reinforcement)
Hardness(Hv)	59	83	1115

Photo 3. Hardness and EDAX analysis results of squeeze cast AC4C/Al₂O₃-TiC composites.

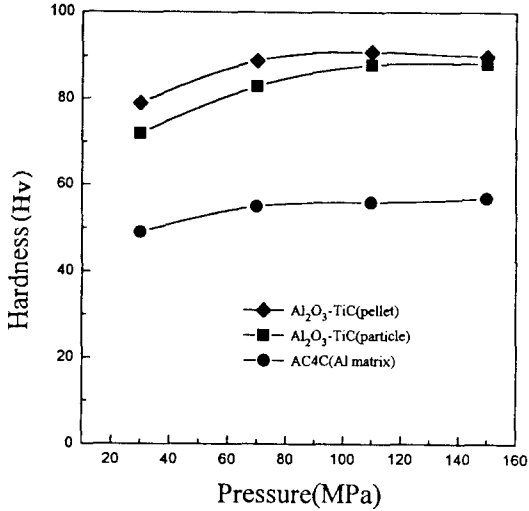


Fig. 13. Effect of pressure on the hardness of squeeze cast AC4C/Al₂O₃-TiC composites and AC4C alloy.

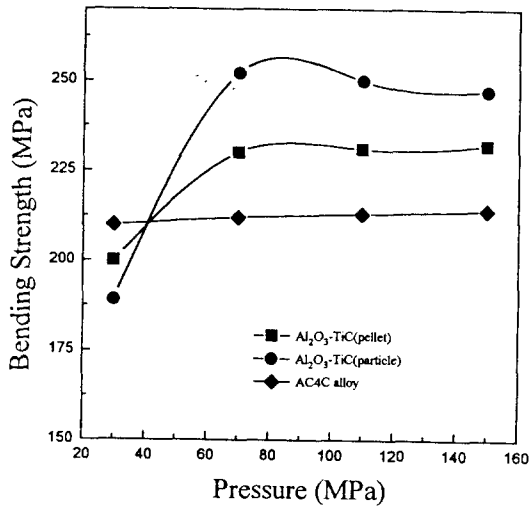


Fig. 14. Effect of pressure on the bending strength of squeeze cast AC4C/Al₂O₃-TiC composites and AC4C alloy.

강화재로 이루어진 망상조직의 경계를 따라 파괴가 일어났는데 이는 가압력이 낮아 충분한 복합화가 이루어지지 않았기 때문에 강화재가 pull out된 것임을 알 수 있다. 그러나 70MPa

에서는 기지금속의 연성과파괴와 강화재의 취성파괴가 동시에 일어난 양상을 나타내고 있으며, 110MPa에서는 복합화시 과도한 가압력에 의해 강화재의 변형 또는 균열이 발생된 부위에서 과단이 발달되어 전체적으로 취성파

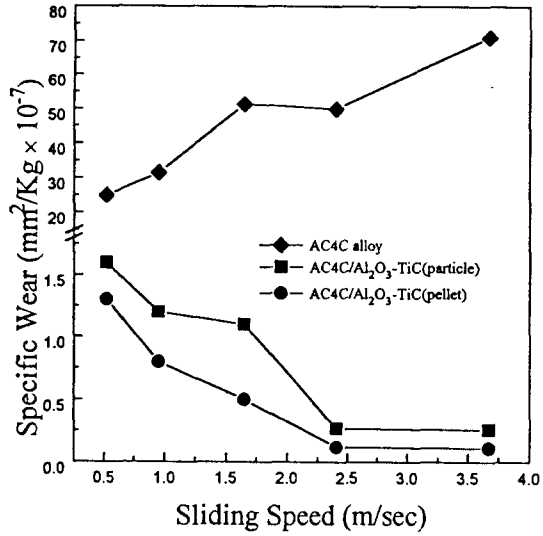


Fig. 15. Effect of sliding on the specific wear of squeeze cast AC4C/Al₂O₃-TiC composites and AC4C alloy.

괴가 일어난 것이라고 판단된다. Fig. 15는 본 실험의 최적조건(강화재 및 금형에열온도 500℃, 기지금속 용탕온도 690℃, 주조가압력 70MPa)에서 제조된 AC4C/Al₂O₃-TiC 복합재료의 마모량을 측정된 결과이다. 기지금속은 마찰속도의 증가에 따라 마모량이 지속적으로 증가하고 복합재료는 오히려 마모량이 감소하는 현상을 나타냈는데, 기지금속은 저속에서는 연삭마모, 속도증가에 따라 응착, 산화 및 용융마모로 천이되었고⁵⁾, 복합재료에서는 Photo 5와 같이 저속에서는 연삭마모가 고속에서는 마찰면에 피막이 형성되면서 마멸량을 감소시키는 여러 가지 복합요인이 발생했기 때문인 것으로 사료된다. 이 결과는 마모량은 마찰속도에 비례한다는 Rabinowicz³⁰⁾의 마모이론과 상반되는 현상으로서 고속 마찰시 열에 의해서 기지금속의 저융점 합금원소와 강화재에 포함된 탄소가 마찰열에 의해 분해되면서 피막을 형성하여 윤활작용을 하는 것으로 보인다. 이러한 현상은 봉³¹⁾ 등의 보고에서 탄소를 혼합한 금속복합재료는 알루미늄만을 함유한 것보다 20~30% 내마멸성이 향상되었으며, 이것은 탄소의 고체윤활작용에 기인한 것으로 마찰열에 의해 분해된 탄소입자가 마찰면에서 윤활층을 형성해 재료의 응착을 방지해 주기 때문이라고 하였다. 그 외에

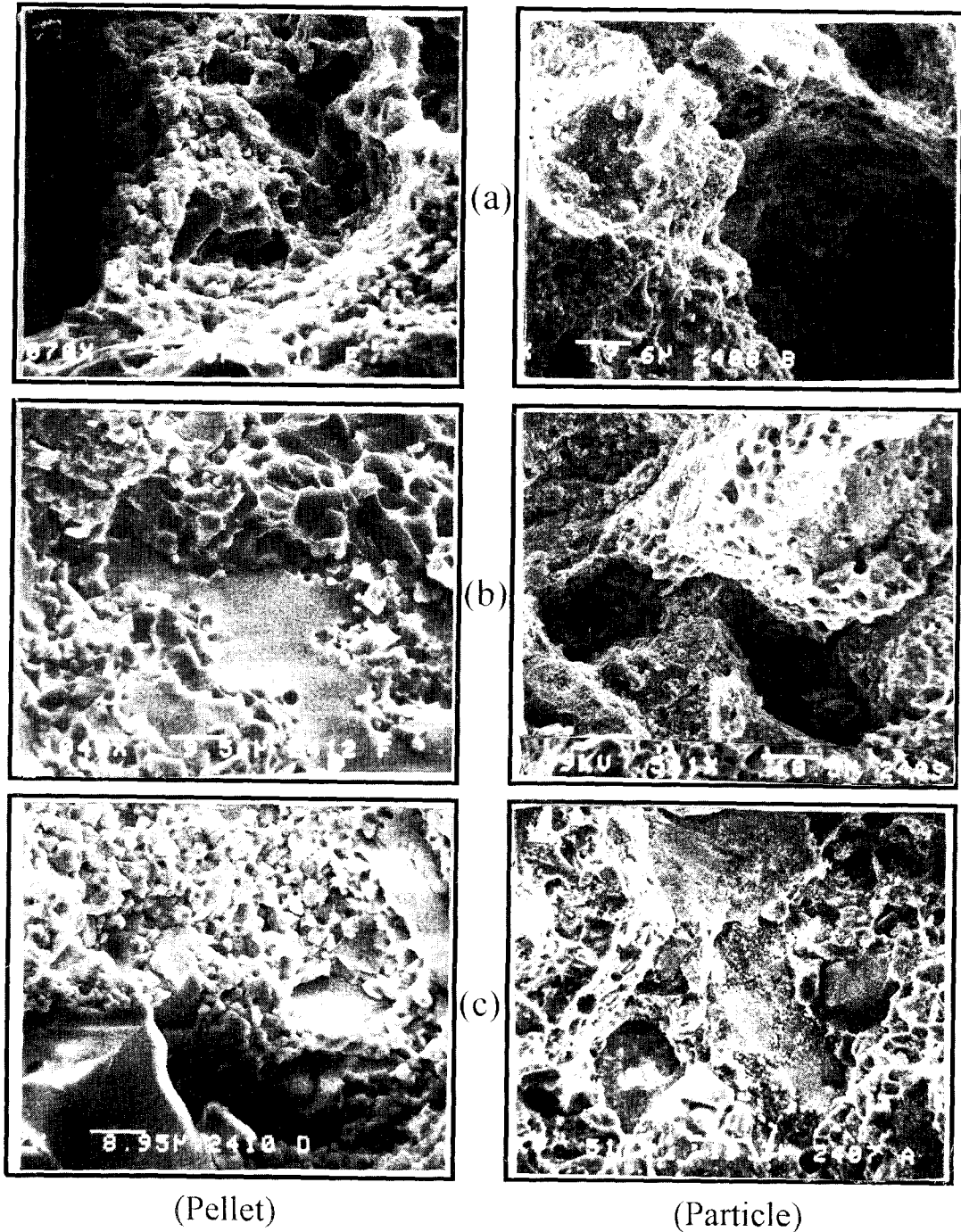


Photo 4. SEM photographs of fracture surfaces after bending test of squeeze cast AC4C/Al₂O₃-TiC composites.

내마멸성을 향상시킨 요인으로서는 강화재 자체의 경도와 내열성이 기여했고, 기지금속과 강화재의 열팽창계수 차이 때문에 발생하는 전위발생²⁴⁾으로 기지금속이 강화되고 이로 인한

경도 증가 뿐만 아니라 균일하게 분포된 강화재가 마찰면에 작용하는 전단력을 분담함으로써 기지금속의 탈락을 방지하는 효과도 예상된다²⁴⁾.

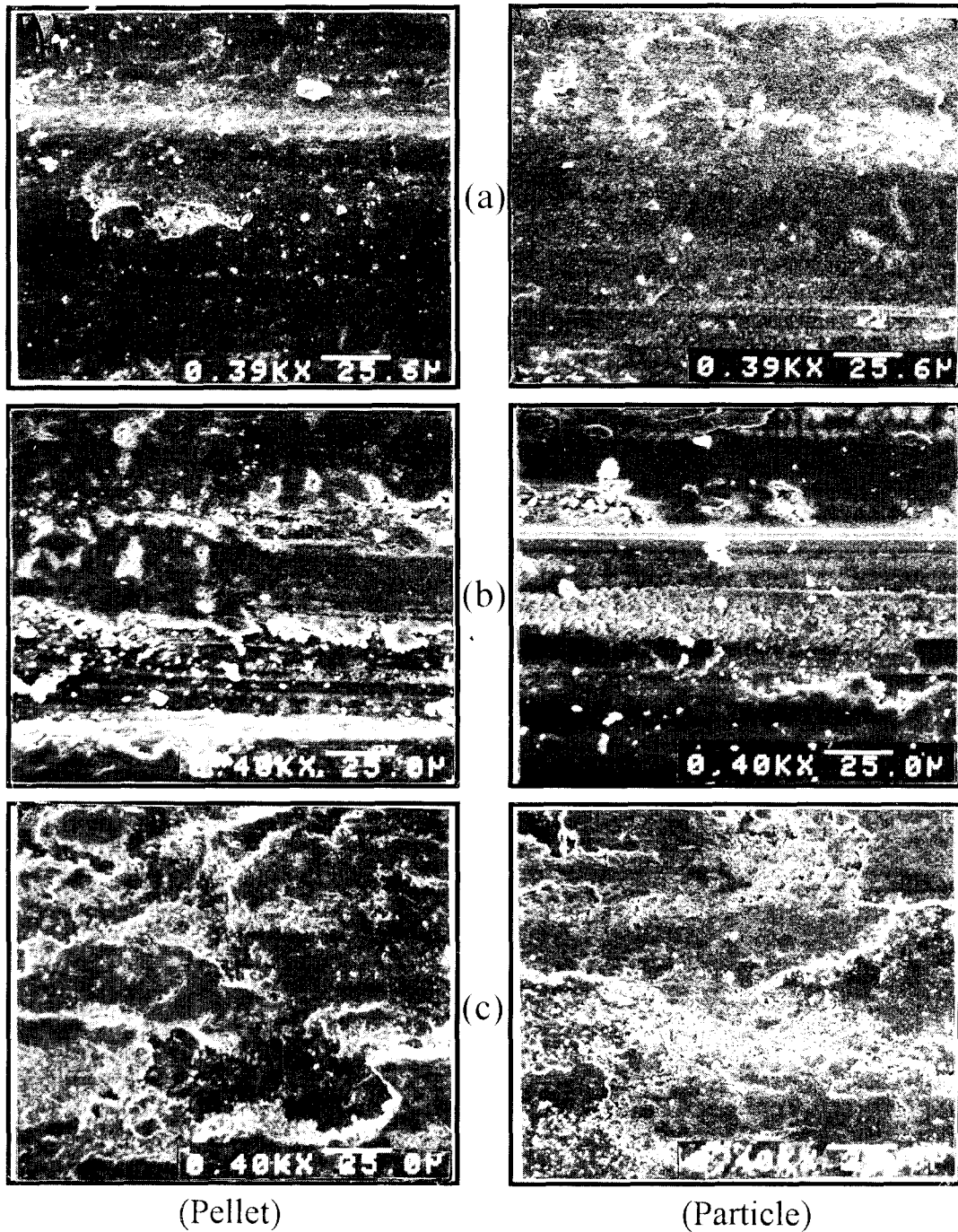


Photo 5. SEM photographs of wear surfaces of squeeze cast AC4C/Al₂O₃/TiC composites with various sliding speeds. (a) 0.52 m/s (b) 1.97 m/s (c) 3.67 m/s

4. 결 론

Rheo-compcasting법과 squeeze casting법에 의해 AC4C/Al₂O₃, AC4C/Al₂O₃-TiC 복합

재료를 제조하고 특성평가를 한 연구결과는 다음과 같다.

1) Al₂O₃ 강화재와 기지금속과의 계면반응으로 Al₃Ni₂, Al₂Ni, AlNi등이 생성되어 겹침

성이 향상되었다.

2) Al_2O_3 의 첨가량이 증가하거나 입자크기가 작을수록 경도 및 강도가 향상되었으며 연신율은 기지금속보다 감소하였다.

3) 기지금속은 마찰속도의 증가에 따라 연삭, 응착, 산화 및 용융마모로 천이되었으며, Al_2O_3 입자 강화재를 12vol% 첨가한 복합재료는 마찰속도에 관계없이 연삭마모를 나타내었고 내마멸성이 우수하였다.

4) Squeeze casting시 Rheo-compcasting의 경우와는 달리 빠른 냉각속도에 의해 계면반응물은 검출되지 않았으며, 가압력 70MPa에서 가장 양호한 복합재료를 얻을 수 있었다.

5) 복합재료는 기지금속보다 경도가 50~60%, 굽힘강도 10~20%가 향상되었으며 마찰속도가 증가할수록 비마모량이 크게 감소하였다.

6) 강화재는 pellet형태가 입자 형태보다 복합화가 잘 이루어졌으며, 기계적 성질도 향상됨을 확인하였다.

참 고 문 헌

1. P.G. Patridge, C.M. Ward; Int. Mater. Rev. **38** (1993) 1
2. D.J. Lloyd; Int. Mater. Rev. **39** (1994) 1
3. 한경섭, 황운봉, 송정일; 한국복합재료학회지, 4권 (1991) 79
4. T.W. Clyne, J.F. Mason; Metall. Trans. A, **18A** (1978) 1519
5. 송정일, 봉하동, 양유창, 한경섭; 한국복합재료학회지, 7권 (1994) 20
6. 봉하동, 송정일, 양유창, 한경섭; 한국복합재료학회지, 7권 (1994) 18
7. 주웅길, 한관희; 대한금속학회지, 18권(1980) 11
8. 권혁무, 윤의박, 이지환; 한국과학재단 Report KOSEF (1990) 87
9. C.W. Won, B.S. Chun and H.Y. Sohn; J. Mater. Sci. **30** (1995) 3883
10. A. Sato, R. Mahrabian; Metall. Trans., **7B** (1976) 443
11. A. Banerji, M.K. Surappa and P.K. Rohatgi; Metall. Trans., **14B** (1983) 273
12. I. Tsuemichi, N. Yopshinori, M. Hiromi, S. Itarus, M. Mamoru; J. JSTP, **30** (1989) 1450
13. A. Banerji, P.K. Rohatgi and W. Rief; Metall. **38** (1984) 656
14. 고석권, 원창환; 충남대학교 산업기술연구소 논문집 **8(1)** (1993) 60
15. X.J. Wan, J.H. Zhu and K.L. Jing; Sci. Metall. **26** (1992) 473
16. T.T. Long, T. Nishimura, T. Aisaka; J. Am. Ceram. Soc., **20** (1985) 2159
17. J. Brennan and J.A. Park; J. Am. Ceram. Soc., **51** (1968) 596
18. G.R. Cappleman, J.F. Watts, and T.W. Clyne; J. Mater. Sci., **20** (1985) 2159
19. Masaki Harata, Takao Choh and Makoto Kobashi; J. of Metals **12** (1990) 1382
20. E. Rabinowicz; Mat. Sci. Eng. **25** (1976) 23
21. 김기배, 김경민, 조순형, 윤의박; 주조, **11**, 6 (1991) 475
22. T.T.Long et al; J. Jpn. Met. Soc., **52**, 6 (1988) 609