

論文

무가압침침법에 의한 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 제조 및 특성

김재동* · 고성위** · 정해용***

Fabrication and Characteristics of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ Composites by Pressureless Infiltration Process

Jae-Dong Kim*, Sung-Wi Koh** and Hae-Yong Jeong***

ABSTRACT

The fabrication process of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composites by pressureless infiltration technique and the effects of additive Mg content and volume fraction of particulate reinforcement on mechanical and wear properties were investigated. It was found that the bending strength decreased with increasing volume fraction of Al_2O_3 particles. Whereas hardness increased with volume fraction of Al_2O_3 particles. The decrement of strength in case of high volume fraction of Al_2O_3 particles was attributed to high porosity level. In terms of additive Mg content, $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composites containing around 5~7wt% of additive Mg indicated the highest strength, and hardness values increased with additive Mg contents. Wear resistance of AC8A alloy were improved by reinforcement of Al_2O_3 particles especially at high sliding velocity. Wear property of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composites and AC8A alloy exhibited different aspects. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composites indicated more wear loss than AC8A alloy at slow velocity region. However a transition point of wear loss was found at middle velocity region which shows the minimum wear loss and wear loss at high velocity region exhibited almost same value as at slow velocity region, whereas wear loss of AC8A alloy almost linearly increased with sliding velocity. It was found that $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composites containing Al_2O_3 volume fraction of 20% exhibited abrasive wear surface regardless of sliding velocity and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composites containing Al_2O_3 volume fraction of 40% showed slightly adhesive wear surface at low sliding velocity, and it progressed to severe wear as increasing the sliding velocity.

초 록

무가압침침법에 의한 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 제조와, 제조법과 관련하여 부가적인 Mg의 첨가와 강화상의 부피분율이 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 기계적 성질과 마모저항에 미치는 영향을 조사하였다. 강화상 입자와 기지재료의 일부를 분말로 조합한 혼합분말 속으로 기지금속을 자발적으로 침투시켜 부피분율이 20~40%인

* 경상대학교 해양산업연구소

** 부경대학교 기계공학부

*** 부경대학교 재료공학부

$Al_2O_3/p/AC8A$ 복합재료를 제조할 수 있었다. 그러나 강화상의 부피분율이 40%인 복합재료의 경우 기공율의 상승으로 복합재료의 강도는 저하하였다. Mg의 첨가량이 5~7wt% 일 때 가장 높은 강도를 나타냈으며, 경도는 Mg 첨가량의 증가에 따라 점진적으로 상승하였다. $Al_2O_3/p/AC8A$ 복합재료는 저속에서 기지재료에 비해 내마모성이 저하하였으나, 고속에서는 AC8A 합금에 비해 약 5.5배의 우수한 내마모성을 나타냈다. 마모기구의 관찰에 의해 부피분율 20% $Al_2O_3/p/AC8A$ 복합재료의 경우 연삭마모가 주된 마모기구임을 알 수 있었으며, 부피분율 40% $Al_2O_3/p/AC8A$ 복합재료는 높은 기공율로 인한 마모 가중으로 저속에서도 경미한 응착마모가 관찰됐고 마찰 속도가 증가함에 따라 격심한 마모로 진행되었다.

1 서 론

금속기지의 연성 및 인성에 세라믹강화상의 강성, 내마모성 및 고온 적응성을 조합한 금속기지복합재료 (metal matrix composites: MMCs)는 세라믹 특성을 첨가해 줄 뿐 아니라 합금격자의 과변형과 같은 많은 효과를 결합시켜 주는데, 강화상의 형태에 따라 입자는 경도, 내마모 및 압축강도에 효과가 있으며, 섬유는 경우 강성 및 인장강도의 개선이 예상되어진다[1]. 그러나 입자나 단섬유를 사용하는 불연속섬유강화복합재료의 경우, 하중이 기지와 섬유에 같이 적용되는 연속섬유강화복합재료와는 달리 하중이 강화상과 기지의 계면을 통하여 전단력 형태로 기지에서 강화상으로 전달되어지기 때문에, 강화상인 입자에 의해 기지의 변형이 구속되어 질 때 강화효과를 얻을 수 있는 반면, 입자가 초래하는 손상에 의해 취약효과로 나타날 수 있다[2].

무가압침투법에 의한 $Al_2O_3/p/Al$ 복합재료의 제조시, 강화상 입자 loose bed 속으로 기지재료인 Al을 자발적으로 침투시키기 위해서는 질소분위기와 Al합금 중의 일정량 이상의 Mg 함유가 필수적이다. 높은 공정온도와 고함량의 Mg 첨가시 침투율은 상승하나 강화상의 불균일한 분포를 야기해 바람직하지 못하며, 공정온도와 Mg의 함량이 낮은 제조조건에서는 상부에 미처 침투하지 못한 기지재료가 잔류하기 때문에 복합화된 부분의 강화상 부피분율은 매우 낮게되어[3], 강화상과 기지재료의 조성에 따른 부피분율의 제어가 힘들게 된다. 제조된 복합재료의 강화상의 부피분율을 낮추고 출발원료의 조성에 의해 부피분율을 제어하기 위한 방법으로는, 침투되지 못하고 잔류한 기지금속의 양을 분말의 형태로 하여 강화상 입자와 혼합하여 기지금속을 침투시키는 방법과, 일정한 부피분율로 조성하여 침투시킨 후 미처 침투하지 못하고 상부에 남아있는 잔류 Al 용탕을 바로 응고시키지 않고 교반에 의해 분산·

회석시킨 다음 주형에 부어 응고시키는 방법을 예상할 수 있다.

본 연구에서는 무가압침투법에 의한 금속복합재료 제조시 출발원료의 조성에 의해 강화상의 부피분율을 제어하기 위한 방법으로, 침투되지 못하고 잔류하는 기지금속의 양을 분말의 형태로 하여 강화상 입자에 혼합한 후, 이 혼합분말에 기지금속을 침투시키는 방법으로 $Al_2O_3/p/AC8A$ 복합재료의 제조를 시도하였으며, 강화입자의 부피분율과 기지금속 중의 Mg 첨가량의 변화가 제조된 복합재료의 기계적 성질과 내마모성에 미치는 영향에 대하여 조사하였다.

2 실험방법

2.1 복합재료의 제조

본 연구에 사용된 기지재료는 자동차 엔진의 피스톤 재료로 사용되는 주조용 AC8A 합금으로, 그 화학적 조성은 Table 1과 같다. 강화상은 평균 입경이 $45\mu m$ 이고, 순도 99.6%의 $\alpha-Al_2O_3$ 입자를 사용하였으며 물성 및 화학적 조성은 Table 2와 같다.

복합재료의 제조는 다음과 같이 하였다. 우선 기지재료인 AC8A 합금의 일부분을 동일한 성분의 분말로 조합하고, 여기에 침투 향상을 위한 Mg 분말과 Al_2O_3 입

Table 1 Chemical composition of AC8A alloy

Elements	Cu	Si	Mg	Ni	Al
wt%	1.10	11.33	1.07	1.20	Bal.

Table 2 Specification and chemical composition of Al_2O_3 particles

Composition	H ₂ O	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	Na ₂ O	Al ₂ O ₃
wt%	0.04	0.01	0.01	0.25	Bal.
Density(g/cm ³)	3.95				
Mean particle size (μm)	45				

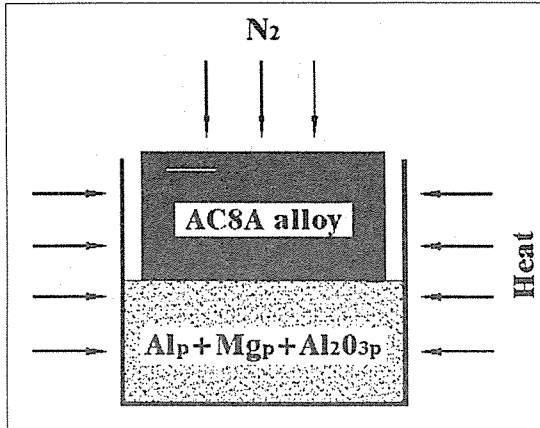


Fig. 1 Schematic illustration of experiment for fabrication of $Al_2O_3/pAC8A$ composites

자를 혼합하여 알루미늄 도가니에 넣고 그 위에 AC8A합금 잉곳을 놓은 다음 분위기로에 장입하였다. 분위기로는 1×10^{-2} torr까지 사전 진공한 후 질소가스를 연속 주입하며 약 $300^\circ C/h$ 의 속도로 승온하여 $700^\circ C$ 에서 3시간 유지하였으며, 이후 노에서 $500^\circ C$ 까지 냉각시켜 응고시킨 후 꺼내 대기 중에서 실온까지 냉각하였다. Fig. 1은 본 실험의 재료조성과 제조법의 개략도를 나타내고 있다.

한편 기지재료인 AC8A합금의 Mg 함유량(약 1wt%)으로는 자발적 침투가 불가능하므로 전체 기지 금속에 대하여 3~10wt%의 Mg를 부가하였으며, 강화상의 부피분율을 20~40%로 변화시켜 $Al_2O_3/pAC8A$ 복합재료를 제조하였다. 또한 제조된 복합재료를 $520^\circ C$ 에서 3시간 용체화처리한 후 소입시키고, $170^\circ C$ 에서 8시간 시효처리 하여 열처리(T6)의 영향도 조사하였다.

2.2 미세조직

제조된 복합재료는 정밀연마 후 0.5% HF로 약 10초 동안 부식시킨 후 광학현미경으로 강화상의 분산상태와 미세조직을 관찰하였으며, 점산법(point count method)에 의해 기공율을 측정하였다.

2.3 기계적 성질

기계적 성질은 #1000 사포로 최종 연마된 $6 \times 8 \times 35$ mm 크기의 시험편에 대하여 만능재료시험기(Shimadzu AGS-1000G)를 이용해 크로스헤드 0.5 mm/sec 속도로 3점굽힘시험을 하여, 식 (1) 및 (2)에 의해 굽힘강도(σ_f), 굽힘탄성계수(E_f) 및 굽힘파단변

형률(ϵ_f)을 구하였다.

$$\sigma_f = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (1)$$

$$E_f = \frac{L^3 m}{4bh^3} \quad (2)$$

여기서 P 는 파단하중, L 은 스패 길이, b 는 시험편 폭, h 는 시험편 두께, m 은 하중-변위선도 초기 선형구간의 기울기이다.

경도의 측정은 3점굽힘시험 후의 시험편을 마이크로 비커스경도기(Shimadzu HMV)로 압입하중 500 g, 유지시간 10 초의 조건으로 각각 12부위 측정하여 최상값 및 최하값을 제외한 평균치로 구하였다.

또한 굽힘시험 후의 파단면을 주사전자현미경(SEM)을 이용하여 관찰하였다.

2.4 마모실험

마모시험은 블럭 모양의 시편 위에 디스크 모양의 상대마모재를 회전시키는 마모시험기(Rinken Ogoshi type)를 사용하였으며 Fig. 2는 마모시험의 개략도를 나타내고 있다. 시험전에 마모시험편과 상대마모재의 표면은 #1000 사포로 최종 연마하여 표면조도를 일정하게 하였으며, 각각의 실험시마다 동일한 표면조도를 갖는 새로운 상대마모재를 사용하여, 동일한 상대마모재로 연속 실험시 상대마모재의 표면조도와 디스크 반경의 차이에 의한 영향이 없도록 하였다. 시험편의 크기는 40 mm \times 25 mm \times 5 mm이고, 상대마모재는 표면 경화하여 경도가 HRC 50인 S45C를 사용하였다. 시험조건은 최종하중과 마찰거리를 각각 12.6 kgf, 100 m

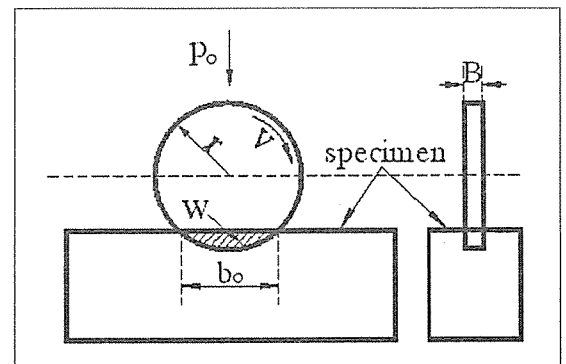


Fig. 2 Schematic illustration of wear test

로 일정하게 유지하고 마찰속도를 0.62, 1.14, 2.38 및 3.53m/s로 변화시켜 건식 미끄럼 마찰시킨 후 마찰속도에 따른 마모흔의 폭을 측정하여 식 (3)에 의하여 단위하중의 마찰거리에 대한 비마모손실을 계산하였다.

$$W_s = (B b_o^3) / (8rP_oL_o) \quad (3)$$

여기서 W_s 는 비마모량, B 는 disc의 폭, b_o 는 마모흔의 폭, r 는 disc의 반경, P_o 는 하중, L_o 는 마찰거리이다.

또한 마모시험 후의 마모표면을 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였다.

3 결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 3은 Mg의 첨가량이 5wt%이고 강화상의 부피분율을 각각 20%, 30% 및 40%로 조성하여 제조한 Al_2O_3 /AC8A복합재료의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 것이다. 강화상의 부피분율이 20%와 30%의 경우 Al_2O_3 입자가 기지재료 속에 비교적 균일하게 분포된 것을 알 수 있으나, 부피분율이 40%인 Al_2O_3 /AC8A복합재료의 경우 입자가 군집되어 커다란 강화상의 형태를 나타내는 조직이 있는 것을 알 수 있으며, 현미경 관찰에서 기지재료가 침투되지 못하여 기공을 보이는 조직이 관찰되었다. 그러므로 부피분율에 따른 Al_2O_3 /AC8A복합재료의 기공율을 측정하기 위하여 10mm×10mm의 크기로 마운팅된 조직관찰용 시험편에 대하여 점산법에 의해 각각 10부위의 기공율을 측정하여 Fig. 4에 나타냈다. 측정한 10부위의 평균기공율은 부피분율이 증가함에 따라 각각 2.2%, 2.7%, 7.7%로 증가하는 것으로 나타났으며, 부피분율이 40%인 Al_2O_3 /AC8A복합재료의 경우 기공율도 높을 뿐만 아니라 측정부위에 따른 기공율의 편차가 크게 나타났다.

무가압침투법에 의한 MMCs 제조에 있어서 기공의 발생은 유기물결과 용탕간의 반응시 연소에 의해 발생된 가스가 응고시 미처 용탕표면 밖으로 빠져나가지 못할 때 발생될 수 있으며, 또한 균질화된 강화상간의 공극으로 용탕충진이 미약할 때 발생될 수 있을 것이다. 그러므로 부피분율 40% Al_2O_3 /AC8A복합재료의 경우 용탕의 강화입자 사이로의 침투에 필요한 압력은 증가할 것이고 이로 인해 동일 부피에 대한 용탕의 침

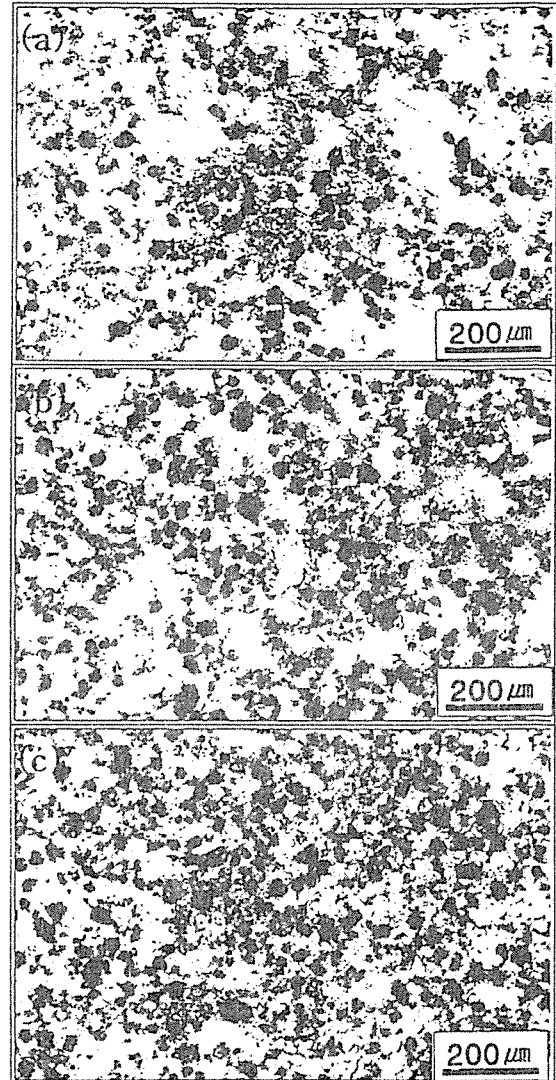


Fig. 3. Micrograph of Al_2O_3 /AC8A composites with different volume fraction : (a) 20vol.%, (b) 30vol.% and (c) 40vol.% Al_2O_3 /AC8A composites.

투력(infiltration kinetics)이 저 부피분율 복합재료에 비해 작아지므로 기공율이 높아진 것이라 생각된다. 또한 본 제조법에서는 무가압침투법에 의한 MMCs 제조의 장점인 공정의 단순화를 살리기 위해, 강화상 입자와 기지재료 분말 및 반응원료로 첨가하는 Mg 분말의 조합시 특별히 볼 밀링(ball milling) 등에 의한 기계적 혼합은 하지 않았으므로, 분말의 조합시 충분한 혼합이 이루어지지 않아 국소적인 반응에 따른 결과로

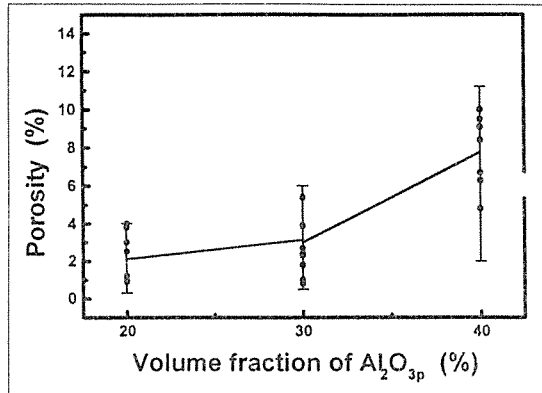


Fig. 4. Porosity level as a function of volume fraction of Al_2O_3 particle.

측정부위에 따라 기공율의 편차가 크게 나타난 것으로 생각된다.

3.2 기계적 성질

3.2.1 Mg 첨가량의 영향

Table 3은 Mg이 5wt% 첨가되고 강화상의 부피분율을 20%로 조성하여 제조된 $Al_2O_3/AC8A$ 복합재료의 경도 및 3점굽힘시험에 의한 기계적 성질을 나타냈다. 복합재료는 Al_2O_3 입자의 첨가에 의해 경도는 22% 상승하였으나 강도는 약간 저하하였으며, 열처리 에 의해 AC8A 합금은 경도와 강도가 각각 12%, 20% 상승하였고, $Al_2O_3/AC8A$ 복합재료의 경우 경도가 58%, 강도는 18% 상승한 것으로 나타났다.

Fig. 5는 부피분율 20% $Al_2O_3/AC8A$ 복합재료의 Mg 첨가량의 증가에 따른 경도와 굽힘강도의 변화를 나타냈다. Mg의 첨가량 증가에 의해 경도는 점진적으로 상승하나, 굽힘강도는 5~7wt% 첨가시 가장 높은 강도를 나타냈고, 3wt% 첨가시는 5~7wt% 첨가시에 비해 저하하였으며 10wt% 첨가시는 상당량 감소하는 것으로 나타났다. Al_2O_3/Al 기 복합재료의 반응생성물

Table 3 Mechanical properties of AC8A alloy and $Al_2O_3/AC8A$ composites

Materials	Volume fraction(%)	Hv	σ_f (MPa)	E (GPa)	ϵ_f (%)
AC8A	—	111.8	375.1	18.9	4.23
AC8A-T6	—	124.7	451.5	21.4	4.61
$Al_2O_3/AC8A$	20	136.8	311.0	29.0	1.10
$Al_2O_3/AC8A-T6$	20	217.6	365.7	29.5	1.15

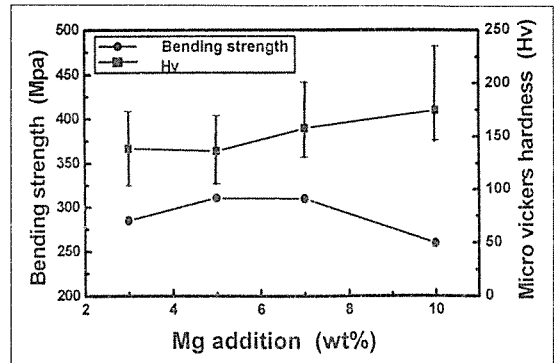


Fig. 5 Variation of bending strength and hardness of $Al_2O_3/AC8A$ composites with increase of additive amount of Mg.

로 $MgAl_2O_4$ 이 생성되는 것으로 알려져 있다[4,6]. 본 제조법에 의한 복합재료에서도 용융 Al 합금과 Al_2O_3 입자의 직접반응에 의해 계면에서 $MgAl_2O_4$ 이 생성되며, 또한 Al-Mg계에 유입한 질소가스의 in-situ 질화반응에 의해 AlN이 생성되었는데[3], 이와 같은 취성반응물은 Mg 첨가량의 증가에 따라 증가하기 때문에 경도가 상승하는 것으로 생각된다. Mg의 첨가량이 10wt%에서 강도가 저하하는 것은 과도하게 생성된 반응생성물이 강화상을 침식시키고[5], 균열의 개시점으로 작용하여 복합재료의 기계적 성질이 저하한 것이라 생각된다.

무가압합침법에 의한 금속기지복합재료의 제조는 계면에서의 반응에 의한 젖음성 향상을 통해 자발적 침투를 유도하기 때문에 기지재료와 강화상 계면에서의 반응과 확산은 필수적이다. 그러나 강화상과 기지금속

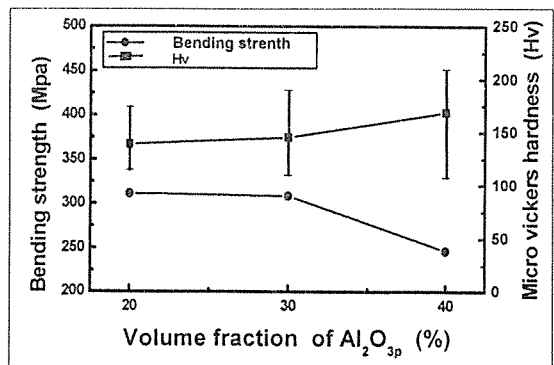


Fig. 6 Variation of bending strength and hardness of $Al_2O_3/AC8A$ composites with varying volume fraction of particles.

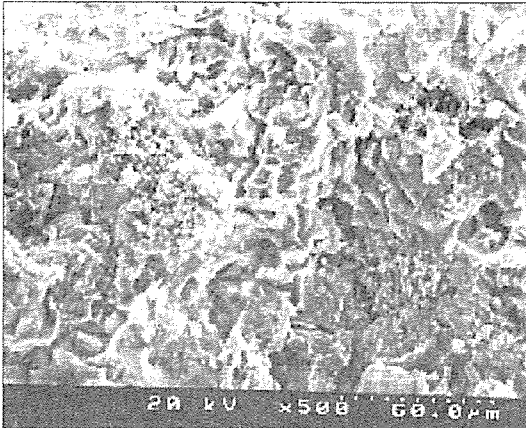


Fig. 7 SEM fractograph of 40vol.% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ composite.

용탕간의 화학적 반응으로 인한 과도한 취성 반응생성물의 생성은 세라믹 강화상을 침식시켜 오히려 복합재의 물성을 저하시키기 때문에 계면은 양면성을 지니고 있다[6]. 이상적인 계면의 조건은 원자 레벨 범위에서 정합성을 유지하면서 강한 결합력을 가져야 하는데[7], 본 제조법에 의한 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ 복합재료의 경우 Mg의 첨가량이 5~7wt%일 때 강한 결합력으로 기계적 성질이 가장 양호한 것으로 나타났다.

3.2.2 강화상 부피분율의 영향

Fig. 6은 강화상 부피분율의 변화에 따른 경도와 굽힘강도의 변화를 나타냈다. 부피분율이 증가함에 따라 복합재료의 경도는 증가하나 강도는 부피분율 40%의 경우 크게 저하하는 것으로 나타났다. 강화상의 부피분율이 40%인 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ 복합재료의 경우 미세조직 관찰에서 여러 부위에서 기공과 기공주위에 입자가 묻혀져 있는 조직을 보였는데, 이러한 균일하지 못한 입자의 분포와 높은 기공율이 취약효과로 작용하여 강도가 저하한 것으로 생각된다.

Fig. 7은 3점굽힘시험에 의해 파단된 부피분율 40% $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ 복합재료의 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. 파면에 기공이 존재함을 확인할 수 있으며 기공으로부터 발생한 균열이 입자의 계면으로 전파되어 재료 전체가 파괴되고 있음에 비추어 기공이 강도저하의 가장 큰 원인임을 알 수 있다.

한편 불연속강화 금속복합재료의 경우, 강화상의 부피분율이 35% 이상에서는 강도 개선의 효과가 없다고 알려져 있는데[1], 강화상의 부피분율이 높아짐에 따라 계면분리로 생기는 파괴는 증가할 것이고[8,9] 파괴인

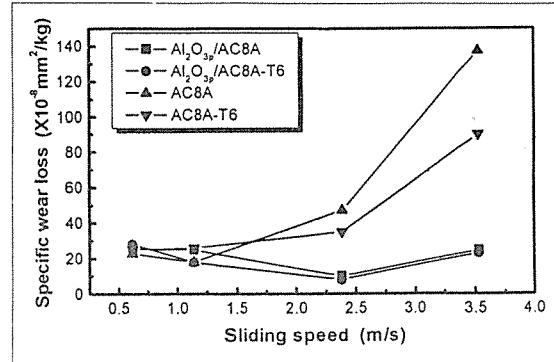


Fig. 8 Variation of specific wear loss of AC8A alloy and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ composites as a function of sliding speed.

성은 저하할 것이므로[10], 높은 강도와 파괴인성을 요구하는 구조재료로의 이용에는 한계가 있음을 알 수 있다.

3.3 내마모 특성

Fig. 8은 미끄럼 속도의 변화에 따른 AC8A합금과 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ 복합재료의 비마모손실을 나타낸 것이다. $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ 복합재료는 마찰속도가 증가함에 따라 기지재료에 비해 내마모성이 크게 향상되어 마찰속도 3.53m/s에서는 기지재료에 비해 약 5.5배의 내마모성을 나타내고 있다. 복합재료와 기지재료는 마찰속도에 따라 내마모 특성이 다르게 나타났다. 즉, AC8A합금은 마찰속도가 증가함에 따라 계속 마모손실이 증가하는데 반해, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ 복합재료는 마찰속도가 저속에서 중속으로 증가함에 따라 마모손실이 감소하여 마모량이 최소가 되는 천이속도 구간이 나타나고, 고속에서도 저속에서도 비슷한 마모손실을 보이는 것을 알 수 있다.

마모손실이 최소로 되는 천이속도가 나타나는 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{p}/\text{AC8A}$ 복합재료의 마모특성은 상대 마모재의 선택과 마찰 환경의 변화에 의해 영향을 받을 수도 있겠지만, 복합재료가 상대운동을 하는 부품으로 사용될 때 마찰속도를 신중히 고려해야 함을 시사하고 있다. 김 등[11]은 이러한 복합재료의 마모특성을 마모시험편과 상대마모재간의 접촉점에서의 마찰력이 마찰속도의 증가에 따라 점차 낮아지다가 일정해지는 것을 실험적으로 측정하고, 마모에 기여하는 실제마찰력이 마모가 진행됨에 따라 접촉면적이 증가하면서 감소하기 때문이라고 해석하고 있다. 한편 AC8A합금은 열처리에 의해 고속에서 내마모성이 향상되었으나

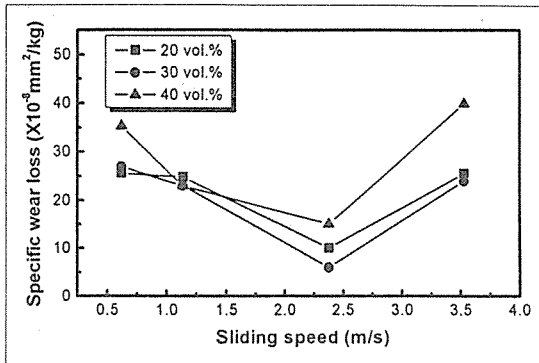


Fig. 9 Variation of specific wear loss of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composites with sliding speed.

$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료는 열처리에 의해 내마모성이 크게 영향을 받지 않는 것으로 나타났다.

Fig. 9는 부피분율 20%, 30% 및 40% $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 미끄럼 속도에 따른 비마모손실을 나타낸 것이다. 일반적인 금속재료의 마모이론에 적용되는, 마모율은 재료의 경도에 역비례 한다는 Archard의 법칙과는 달리, 경도가 높은 부피분율 40% 복합재료에서 마모손실이 증가하는 결과를 보이고 있다. 이러한 현상은 부피분율 40% 복합재료의 경우 복합재료 내의 기공이 균열의 핵으로 작용하고, 강화재와 기지상간의 계면파괴에 의해 떨어져 나간 Al_2O_3 입자가 마모를 가속시킨 결과라 생각되며, 마찰속도 증가에 따라 내마모손실은 증가되는 결과로 나타났다.

Fig. 10은 부피분율이 20%와 40%인 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 마찰속도에 따른 마모흔을 비교한 것이다. 부피분율 20% $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 경우 Fig. 10 (a)~(d)에서 볼 수 있는바와 같이 마모면에 굽힌 자국이나 골패임이 나타나는 전형적인 연삭마모를 나타내고 있다. 또한 마모손실이 최소로 되는 천이속도인 중속에서 저속에서와 같이 골패임에 의한 연삭마모를 나타내고 있는데, 골패임은 저속에서 보다 폭이 커지는 것을 알 수 있다. 한편 부피분율 40% $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 경우 Fig. 10 (e)~(h)에서 보이는 바와 같이 저속에서도 경미한 응착마모를 나타내고 있으며, 고속에서는 보다 심한 응착마모의 자국이 관찰되어 격렬한 마모(severe wear)로 진행됨을 알 수 있다.

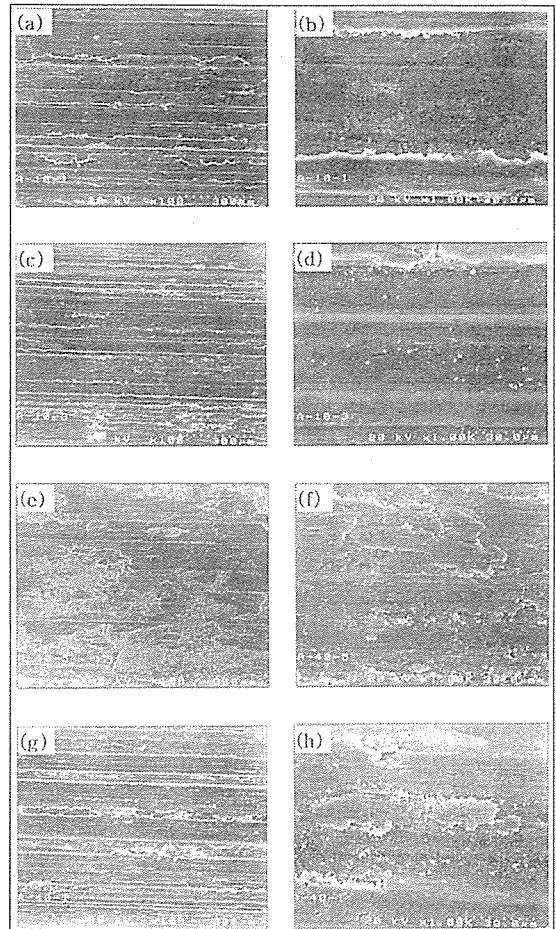


Fig. 10 SEM micrograph of worn surface of 20 vol.% $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composite (a,b,c,d) and 40 vol.% $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ composite (e,f,g,h) with sliding speed : (a),(b),(e),(f) 0.62m/sec, (c),(d) 2.38m/s and (g),(h) 3.53m/sec.

4 결 론

무가압침침법에 의한 금속복합재료 제조시 출발원료의 조성에 의해 강화상의 부피분율을 제어하여 강화상의 부피분율이 20~40%인 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료를 제조하였으며, 제조법과 관련하여 부가적인 Mg의 첨가와 강화상의 부피분율이 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{AC8A}$ 복합재료의 기계적 성질과 마모저항에 미치는 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 강화상 입자에 기지재료의 일부를 분말의 형태로 하여 혼합한 혼합분말에 기지금속을 무가압으로 침투시켜 재료 조성에 따라 부피분율이 제어되는 복합재료

를 제조할 수 있었다. 그러나 강화상의 부피분율이 40%인 Al_2O_3 /AC8A복합재료의 경우 기지재료의 강화상 속으로의 완전 침투는 가능하였으나 기공율의 상승으로 복합재료의 강도는 저 부피분율의 복합재료에 비해 저하하였다.

2. 강화상의 부피분율이 20%인 Al_2O_3 /AC8A복합재료의 경우 Mg의 첨가량이 5~7wt% 일 때 가장 높은 강도를 나타냈으며, 경도는 Mg 첨가량의 증가에 따라 점진적으로 상승하였다. Mg 첨가량의 증가에 따른 경도의 상승은 취성 반응물의 생성 증가에 기인한 것이며, 과도한 반응생성물의 형성은 강화상을 침식시키고 균열의 개시점으로 작용하여 복합재료의 강도를 저하시키는 것으로 판단된다.

3. Al_2O_3 /AC8A복합재료는 저속에서 기지재료에 비해 내마모성이 저하하였으나, 고속에서는 기지재료인 AC8A합금에 비해 약 5.5배의 우수한 내마모성을 나타냈다. 또한 AC8A합금은 마찰속도가 증가함에 따라 마모손실이 크게 증가하는데 반해 복합재료는 중속 영역에서 마모손실이 최소로 되는 천이속도를 나타내고 고속에서도 저속에서와 비슷한 마모손실을 보여, 마찰 속도에 따른 복합재료와 기지재료의 마모 양상이 상이하게 나타났다.

4. 부피분율 20% Al_2O_3 /AC8A복합재료의 경우 연삭마모가 주된 마모기구로 관찰됐으며, 부피분율 40% Al_2O_3 /AC8A복합재료는 높은 기공율로 인한 마모 가중으로 저속에서도 경미한 웅착마모가 관찰됐고 고속으로 감에 따라 심해져 격심한 마모로 진행되었다.

참고문헌

1. Franck, A. G., Quenisset, J. M. and Naslain, R., "Discontinuously-Reinforced Aluminum Matrix Composites", *Comp. Sci. & Tech.*, Vol.30, 1987, pp.155-183.
2. Dong, Z. and Wu, Y., "Micromechanics analysis of particulate-reinforced composite and

their failure mechanisms", *J. of Mat. Sci.*, Vol.31, 1996, pp.4401-4405.

3. 김재동, 정해용, 고성위, "In-Situ 반응에 의한 Al_2O_3 /Al기 복합재료의 제조", *한국복합재료학회지*, 제12권 3호, 1999, pp.36-44.

4. Dudek, H. J. and Borath, R., "Spinel growth in the interface of $\delta-Al_2O_3$ fibre reinforced aluminum piston alloys", *J. of Mat. Sci.*, Vol.31, 1996, pp.795-805.

5. Makoto, K. Takeshi, M. and Takao, C., "Role of Mg and Ti on a $SiC_p/ZrC_p/Al$ composites at elevated temperatures", *J. of Mat. Sci.*, Vol.28, 1993, pp.5707-5712.

6. Papworth, A. and Fox, P., "Formation of $MgAl_2O_4$ at interface between a squeeze cast piston alloy and Saffil fibre reinforcement", *Mat. Sci. & Eng.*, Vol.13, 1997, pp.912-917.

7. Ebert, L. J. and Kennard, P., *Composite Materials*, 1st ed., New York Academic Press, 1974, pp.31.

8. Sirvatsan, T. S., "Microstructure, tensile properties and fracture behaviour of Al_2O_3 particulate-reinforced aluminium alloy metal matrix composites", *J. of Mat. Sci.*, Vol.31, 1996, pp.1375-1388.

9. Sirvatsan, T. S. and Viattingly, J., "Influence of heat treatment on the tensile properties and fracture behaviour of an aluminium alloy-ceramic particle composites", *J. of Mat. Sci.*, Vol.28, 1993, pp.611-620.

10. Hadianfard, M. J, HEALY, J. and Mai, Y.W., "Fracture characteristics of a particulate-reinforced metal matrix composite", *J. of Mat. Sci.*, Vol.29, 1994, pp.2321-2327.

11. 김수영, 조영기, 이희태, 조경목, "SiC 입자강화 알루미늄 복합재료의 마멸특성", *대한금속학회지*, 제37권 4호, 1999, pp.474-481.