論文

무가압함침법으로 제조한 SiCp/AC8A 복합재료의 기계적 성질

김재동*+, 고성위**, 김형진***

Mechanical Properties of SiCp/AC8A Composites Fabricated by Pressureless Metal Infiltration Process

J. D. Kim*+, S. W. Koh**and H. J. Kim***

ABSTRACT

The effect of size of SiC particles and additive Mg content on the mechanical properties and wear characteristics were investigated for the SiCp/AC8A composites fabricated by pressureless infiltration process. Results showed that the hardness and the bending strength increased with decreasing the size of SiC particle. By increasing the Mg content the hardness of SiCp/AC8A composites increased due to the hard reaction products, however the bending strength decreased by formation of coarse precipitates and high porosity level. The SiCp/AC8A composites exhibited about 6 times higher wear resistance compared with AC8A alloy at high sliding velocity and as increasing the particle size, wear resistance was improved. The major wear mechanism of SiCp/AC8A composites exhibited the abrasive wear at low to high sliding velocity whereas AC8A alloy showed adhesive and melt wear at high sliding velocity.

초 록

무가압함침법에 의해 제조된 SiCp/AC8A복합재료에 대하여 SiC 입자 크기와 부가적인 Mg의 첨가가 복합재료의 기계적 성질과 마모특성에 미치는 영향을 조사하였다. SiCp/AC8A복합재료의 경도와 굽힘강도는 입자의 크기가 작아짐에 따라 증가하였다. Mg 첨가량이 증가함에 따라 SiCp/AC8A복합재료의 경도는 경질의 반응생성물에 의해 상승하였으나 굽힘강도는 석출물의 조대화와 기공율의 증대에 의해 저하하였다. SiCp/AC8A복합재료는 AC8A 기지재에 비하여 고속의 마찰속도에서 6배의 내마모성을 나타냈으며 강화입자의 크기가 작아짐에 따라 내마모성은 향상되는 것으로 나타났다. 마모기구에 있어서 SiCp/AC8A복합재료는 마찰속도에 관계없이 연삭마모를 나타냈으나 AC8A 기지재는 마찰속도가 고속화됨에 따라 응착 및 용융마모의 마모면을 나타냈다.

1. 서 론

금속기지복합재료(metal matrix composites : MMCs)는 경량의 금속 기지에 입자, 휘스카 및 장·단섬유 등의 형태를 갖는 세라믹 강화상을 첨가하여 강화재의 강도 및 강성과 금속 기지의 연성 및 인성을 조합한 재료로서, 구조재로 이용시 높은 비강도, 전자재료에의 응용시 열전도율과 열팽창계수 조절의 유리함, 항공구조물에 적용 시 고온강도

*+ 경상대학교 해양산업연구소, 교신저자 (E-mail:jdkim@gaechuk.gsnu.ac.kr)
** 부경대학교 기계공학부
*** 경상대학교 수송기계공학부(해양산업연구소)

의 면에서 기존 금속재료에 비해 우수한 특성을 갖는다[1].

세라믹 입자의 첨가에 의한 금속복합재료의 강화는, 첫째로 복합재료 구성원의 열팽창계수 차이에서 발생되는 잔류응력의 영향으로 전위가 증식되며, 이로 인해 기지재의 소성흐름이 구속받는 것에 기인하며, 둘째로 단단하고 취성적인 입자강화상의 첨가에 의해 부드럽고 연성인 금속기지 내에 3축응력(triaxility)이 작용하기 때문이다[2,3]. 또한 기지재가 시효합금일 경우에는 시효석출에 의한 추가적인 강화효과를 얻을 수 있다[4]. 그러나 입자강화 금속기지복합재료는 제조법과 이에 따른 제조변수에 의해 이러한 강화효과가 배가되기도 하나, 경우에 따라서는 강화상의 첨가에 의해 물성치의 저하를 초래하기도 한다. 이러한 현상은 입자강화 금속기지복합재료의 기계적 거동이 가해진 응력장과 기지와 입자의 응답 및 입자/기지의 계면에 크게 의존하기 때문이다[5]. 입자강화 금속기지복합재료의 기계적 성질에 영향을 주는 재료변수 중에서 강화상 측면에서 보면 강화상의 양(부피분율), 크기, 형태 및 분포 등을 들 수 있다. 연속섬유강화복합재료(continuous fiber reinforced com- posites)의 경우 하중이 기지와 섬유에 같이 적용되는데 반해, 입자와 휘스카 같은 불연속강화복합재료(discontinuously -reinforced composites)의 경우 하중은 기지를 통해 전단력의 형태로 강화상으로 전달되어지기 때문에 강화상의 크기와 형태는 하중지지 능력을 결정하는 중요한 요소이다. 강화상이 입자, 휘스카 및 단섬유와 같은 불연속강화복합재료에서는 연속섬유강화복합재료에서와 같은 강도와 강성의 큰 증가는 얻을 수 없지만 마모저항과 고온적 용성은 크게 향상되어 진다고 보고되고 있다[6].

MMCs의 제조에 있어서 가장 중요한 것은 강화상과 기지금속 간의 불량한 젖음성을 해결하는 것과 강화상을 기지금속 내에 균일하게 분산시키는데 있다. 액상 MMCs 제조법에서는 강화상의 첨가 전 가열 또는 표면처리, 활발한 교반작용 및 가압에 의한 방법 등에 의해 젖음성의 향상과 균일 분산을 도모하고 있는데, 금속주조법을 이용한 이들 액상제조법과는 개념을 달리한 무가압함침법에 의한 MMCs 제조법에 대한 연구가 최근 주목을 받고 있다[7-12]. 미국 Lanxide사에 의해 개발되어 PRIMEX™(pressureless metal infiltration process)로 알려진 이 방법에 의하면, Al합금 중에 일정 함량 이상의 Mg와 일정 농도 이상의 질소분위기 환경이 유지되면 외부압력이나 진공 등의 도움 없이 자발적으로 용융Al이 세라믹 preform 또는 filler 내로 침투하여 Al기 복합재가 제조된다. 이와 같은 새롭고 간편한 MMCs 제조법은 연속섬유, 입자 및 휘스카와 같은 강화상의 형상이나 크기에 구애받지 않고 또한 탄화물, 산화물, 질화물 및 붕화물 등 세라믹 종류에도 제한없이 넓은 범위의 다양한 재료에 응용될 수 있고, 용융금속의 침투 장애물(barrier)을 이용하면 2차 가공이 거의 필요 없는 정형(net shape) 또는 준정형(near net shape)의 MMCs 주조도 가능하다고 보고되고 있다. 실제로 피스톤, 컨넥팅 로드 및 브레이크 디스크와 같은 자동차 부품이나 전자패키지용 재료 등이 Lanxide사와 합작한 특화된 회사들로부터 이미 생산되고 있다. 한편 국내에서는 가압주조법과 용탕단조법 등과 같은 액상주조법 및 분말야금법에 관한 연구는 많이 이루어지고 있으나, 무가압함침법에 관한 연구는 최근 제조법과 관련한 연구가 일부 발표되고 있으나 연구 결과는 아직 미진한 실정이다.

본 연구에서는 무가압함침법에 의해 상용의 AC8A합금에 SiC입자를 조합하여 부피분율이 20%인 SiCp/AC8A복합재료를 Mg의 첨가량과 강화상입자의 크기를 변화시켜 제조하였으며, 기계적 성질에 미치는 이들 제조변수의 영향을 고찰하였다. 또한 입자강화 금속복합재료의 대표적인 특성인 내마모특성과 관련하여 강화상입자 크기 및 마찰속도의 영향을 고찰하였다.

2. 실험방법

2.1 복합재료의 제조

본 연구에 사용된 기지재료는 내연기관의 피스톤 재료로 주로 사용되는 주조용 AC8A합금으로 화학적 조성은 Table 1과 같다. 강화재는 평균입경이 각각 26㎛, 38㎛ 및 100㎛인 3종류의 SiC입자를 사용하였고, 기지재에 대한 강화재의 부피분율(volume fraction : V_f)을 20%로 일정하게 조성하였으며, 기지재의 SiC입자 속으로 무가압함침을 위한 반응원료로 전체 기지 조성에 대하여 3~10wt%의 Mg을 첨가하였다. 복합재료의 제조는 다음과 같다. 우선 부피분율이 20%로 조성된 SiC입자와 일정량의 Mg분말을 혼합하여 약 200cc의 원통형 알루미나 도가니에 넣고, 이 혼합분말 위에 기지재인 AC8A합금 잉곳을 놓은 다음 분위기로에 장입하였다. 분위기로는 진공펌프로 1 x 10^{-2} torr까지 진공한 다음, 질소가스를 연속 주입하면서 출구에서 미량의 질소가스를 배출시켜 항상 질소 분위기 환경을 유지하도록 하였다. 분위기로의 승온은 약 300℃/h의 속도로 하였으며 700℃에 이른 후 3시간 유지시켜 기지금속을 SiC와 Mg의 혼합분말 속으로 자발적으로 침투시킨 후, 산화방지를 위하여 500℃까지 노냉을 시킨 다음, 노에서 꺼내 대기중에서 실온까지 냉각시켰다. 이후 제조된 복합재는 다이아몬드 정밀절단기로 중앙을 자른 후 시험편으로 제작하였다. 또한 열처리(T6)에 의한 기계적 성질의 변화를 조사하

기 위하여 기지재료와 제조된 복합재료를 520℃에서 3시간 용체화처리한 후 소입시키고, 170℃에서 8시간 시효처리 하였다.

Table 1 Chemical composition of AC8A alloy

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

2.2 미세조직

제조된 복합재료는 정밀연마 후 0.5% HF로 약 10초 동안 부식시킨 후 광학현미경 및 SEM으로 강화상의 크기 변화에 따른 분산상태와 미세조직을 관찰하였으며, EPMA 및 XRD로 반응생성물을 분석하였다. 또한 아르키메데스의 원리를 이용한 비중계로 밀도를 측정하고 혼합법칙에서 얻어진 이론밀도로부터 기공율을 계산하였다.

2.3 기계적 성질

기계적 성질은 3점굽힘시험을 행하여 얻었고, 경도는 마이크로 비커스경도기로 측정하였다. 3점굽힘시험은 조도의 영향을 최소화하기 위해 #1000 사포로 최종 연마하여 표면조도를 균일하게 한 6 x 8 x 35mm크기의 시험편을 만능재료시험기(Shimadzu AGS-1000G)에 스팬길이 30mm인 3점굽힘용 지그를 부착하여 0.5mm/s의 변위제어 속도로 하중을 가하여 실험하여, 식 (1) 및 (2)에 의해 굽힘강도(σ_f), 굽힘탄성계수(E_f) 및 굽힘파단변형율(ε_f)을 구하였다.

$$\sigma_f = \frac{3PL}{2bh^2} \tag{1}$$

$$E_f = \frac{L^3 m}{4bh^3} \tag{2}$$

여기서 P는 파단하중, L은 스팬 길이, b는 시험편 폭, h는 시험편 두께, m은 하중-변위선도 초기 선형구간의 기울기이다.

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

또한 3점굽힘시험편의 파단면을 SEM으로 관찰하여 파괴기구를 고찰하였다.

2.4 내마모특성

마모시험은 블록 모양의 고정된 마모시험편 위에 디스크 모양의 상대마모재를 회전시키는 마모시험기(Rinken Ogoshi type)를 사용하였으며, Fig. 1은 마모시험의 개략도를 나타내고 있다. 시험전에 마모시험편과 상대마모재의 표면은 #1000 사포로 최종연마하여 표면조도를 일정하게 하였으며, 마모시험편의 크기는 40 x 25 x 5mm이고, 상대마모재는 표면경화하여 경도가 HRC 50인 S45C를 사용하였으며 크기는 직경 30mm x 폭 3mm이었다. 시험조건은 최종하중과 마찰거리를 각각 12.6kg, 100m로 일정하게 유지하고, 마찰속도를 0.62, 1.14, 2.38 및 3.53m/s의 속도로 변화시켜 건식 미끄럼 마찰시킨 후 마찰속도에 따른 마모흔의 폭을 측정하여, 식 (3)에 의해 단위하중의 마찰거리에 대한 비마모손실을 계산하였다.

$$W_S = (B\, b_0{}^3)/(8\gamma P_0 L_0) \tag{3}$$

여기서 W_S는 비마모량, B는 disc의 폭, b_0는 마모흔의 폭, γ 은 disc의 반경, P_0는 하중, L_0는 마찰거리이다.

또한 마모시험 후의 마모표면을 SEM으로 관찰하여 마모기구를 고찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 2는 평균입경이 각각 100, 38, 26㎛인 SiC강화상에 전체 기지조성에 대하여 3wt%의 Mg을 혼합한 혼합분말 속으로 기지재인 AC8A합금을 무가압하에서 침투시켜 제조한 SiCp/AC8A 복합재료의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 것이다. 일반적으로 입자의 크기가 작아짐에 따라 균일한 분산이 어려워지고 입자/기지간의 계면이 증가하여 젖음성(wettability)이 더욱 문제가 된다. 입자의 분포가 불균일할 경우 입자간의 접촉을 증가시켜 오히려 강도 저하의 원인이 될 수 있다. 본 제조법에 의한 금속기지복합재료는 기존의 고압주조법이나 용탕교반법에서와 같은 가압이나 교반을 하지 않았음에도, 강화상의 입경에 관계없이 용융금속이 입자사이로 자발적으로 침투하여 뭉침이 없이 비교적 균일하게 강화상이 분산된 것으로 나타났다.

Fig. 3은 SEM으로 관찰한 SiCp/AC8A 복합재료의 미세조직과, 강화상과 기지재간의 계면반응을 조사하기 위하여 EPMA에 의해 계면에서 기지간의 원소를 선분석한 것이다.

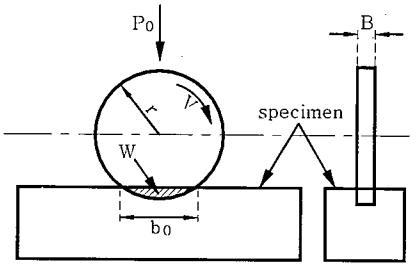


Fig. 1 Schematic illustration of wear test.

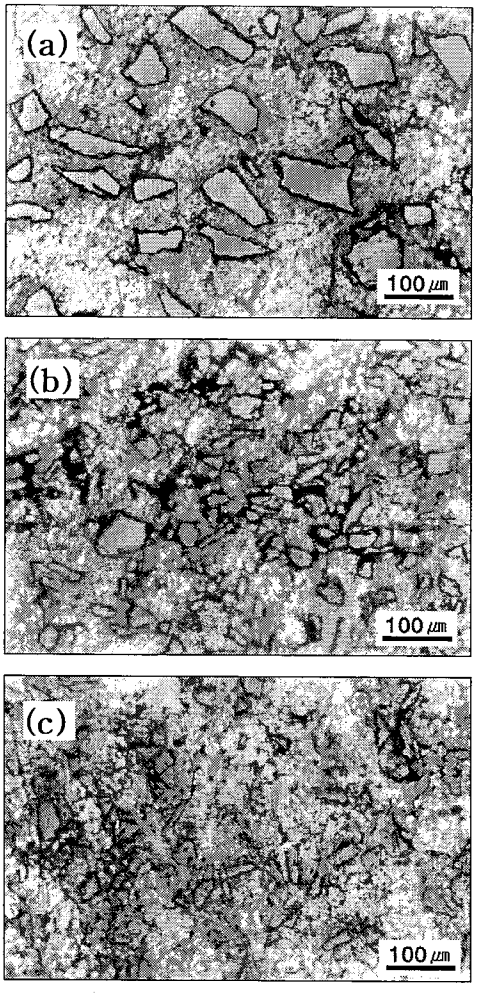


Fig. 2 Optical micrographs of SiCp/AC8A composite with various particle sizes : (a) 100㎛, (b) 38㎛ and (c) 26㎛ SiC particle reinforced composite.

Table 2 Mechanical properties of AC8A alloy and SiCp/AC8A composites

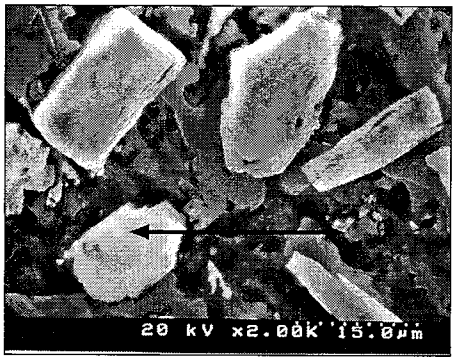
Materials	Mean Particle Size (㎛)	Hv	σ_f (MPa)	E_f (GPa)	ϵ_f (%)
AC8A	-	111.8	375.1	18.9	4.23
AC8A-T6	-	124.7	451.5	21.4	4.61
SiCp/AC8A	38	157.8	335.0	27.1	1.23
SiCp/AC8A-T6	38	186.8	400.8	29.4	1.30

그림에서 Mg과 Si가 계면과 기지에 걸쳐 편석되어 있고 질소 또한 계면과 기지에서 강도가 높게 나타나는 것을 알 수 있다. 따라서 선분석에서 나타난 Mg, Si 및 질소가 어떠한 화합물로 존재하는지를 XRD로 분석하여 Fig. 4에 나타냈다. 기지인 Mg이 질소와의 반응에 의해 계면에서 Mg_3N_2가 생성되었는데, 젖음성이 불량한 Al합금과 SiC입자 간의 젖음성이 향상되어 용융 Al합금이 SiC 입자 사이로 침투되는 것은 Mg이 Al합금의 표면장력과 계면에너지를 감소시킬 뿐만 아니라 이러한 Mg-N화합물이 침투조력제로서 역할을 하기 때문이다. 또한 반응성이 강한 Mg이 기지 Si와 반응하여 Mg_2Si가 생성[13, 14]되어졌으며, 질소가스와 용탕간의 용질이동을 향상시켜주는 Mg의 역할에 의해 질소가스가 in-situ 질화반응하여 AlN이 생성[15]됨을 알 수 있으나, XRD의 강도가 비교적 작게 나타난 것으로 보아 양은 미량인 것으로 생각되어 진다.

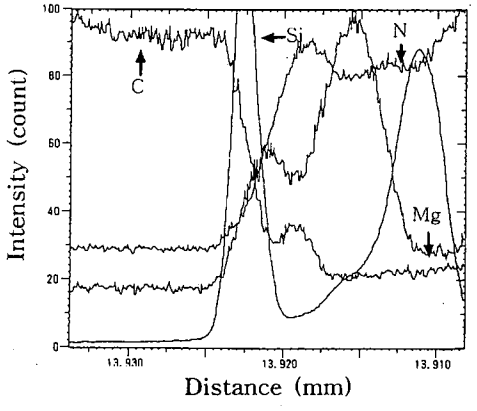
3.2 기계적 성질

3.2.1 Mg 첨가량의 영향

Table 2는 기지재료인 AC8A합금을 기지재료에 대한 3wt%의 Mg과 SiC입자의 혼합분말에 침투시켜 제조한 SiCp/AC8A복합재료의 경도 및 3점굽힘실험에 의한 기계적 성질의 결과를 나타냈다. 복합재료의 경도는 SiC입자의 첨가에 의해 기지재료에 비해 약 40%의 증가를 보이고 있으나, 강도와 연성은 기지재료에 비해 약간 저하하는 것으로 나타났다. 복합재료의 연성은 경질의 세라믹 입자의 첨가에 의해 인성 및 가공성과 더불어 저하될 것이다. 입자강화 금속복합재료의 강화기구는 입자의 첨가에 따른 복합재료 구성원의 열팽창계수 차이 등에 의한 기지 미세조직의 변화와 이로 인한 기지재 소성흐름의 구속 및 입자 강화상으로의 하중전달에 기인한다고 할 수 있다. 이러한 강화기구에 따르면 강화상의 부피분율, 형상비 및 기지재의 인장강도 증가에 따라 복합재료의 강도는 증가하는 것으로 예측되어 진다. 그러나 입자강화 금속기지복합재료는 전술



(a)



(b)

Fig. 3 (a) SEM micrograph and (b) EPMA line profiles between SiC particle and AC8A matrix for SiCp/AC8A composite.

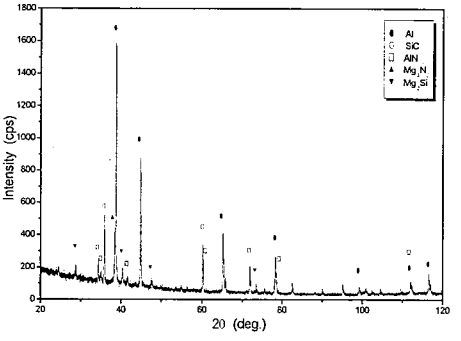


Fig. 4 XRD analysis of SiCp/AC8A composite fabricated at 700℃ for 3h.

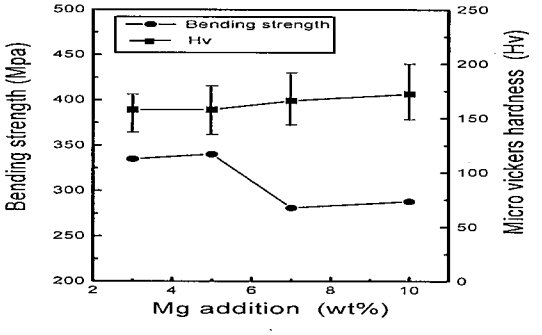


Fig. 5 Variation of bending strength and hardness of SiCp/AC8A composites with increase of additive amount of Mg.

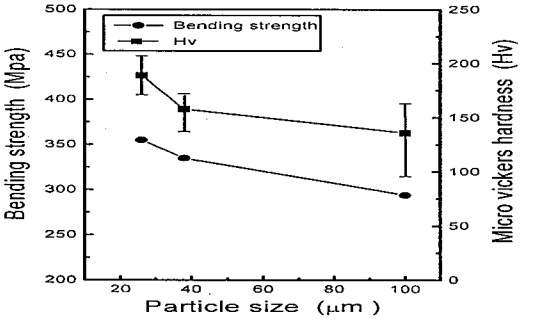


Fig. 6 Variation of bending strength and hardness of SiCp/AC8A composites with varying particle size.

한 바와 같이 제조법과 이에 따른 제조변수에 의해 기계적 성질이 기지재에 비해 저하하기도 하는데, 본 제조법에 의한 복합재료의 강도 저하는 다음에 기인한다고 사료된다. 즉, 본 제조법에 의한 복합재료의 제조 시 기지와 강화상의 젖음성을 증가시키는 반응원료로 사용한 Mg이 과도한 반응에 의해 저융점을 갖는 Mg-Al화합물의 형성을 야기하고[13], 또한 본 제조법에 의한 복합재료의 제조시 타 제조법에 비하여 Al합금이 고온의 용탕으로 존재하는 시간이 길어지므로, 기지 내에서 석출된 석출물이 거칠고 크게 성장하는 것이 그 원인이라고 생각되어 진다. 한편 열처리에 의해 기지재인 AC8A합금의 경우 12%의 경도상승을 보이고 있는데 반해, 복합재료의 경우는 약 18%의 경도 상승을 보이고 있어 복합재료가 기지재료보다 열처리에 의한 경도의 증가율이 높은 것을 알 수 있다. 열처리에 의한 경도의 상승은, 용체화처리 후 수냉시 기지재와 강화재와의 큰 열팽창계수 차이에 의해 도입되는 다량의 전위가 경화에 기

여하는 중간상의 핵생성 장소로 작용하여 미세한 중간상을 고밀도 석출시키기 때문이다.

Fig. 5는 Mg 첨가량에 따른 복합재료의 경도와 굽힘강도의 변화를 나타낸 것이다. Mg 첨가량의 증가에 의해 경도는 점진적으로 상승하나, 강도는 첨가량이 7wt% 이상에서는 감소하는 것을 알 수 있다. Mg 첨가량 증가에 따른 경도의 상승은 계면과 기지상에서 형성되는 경질의 반응생성물에 의한 것으로 생각되며, 다량의 Mg 첨가시 석출물은 거칠게 커져 균열의 전파경로로 작용되어지기 때문에 강도는 저하하는 것으로 생각된다. 한편 제조된 복합재료의 밀도와 혼합법칙에서 얻어진 이론밀도에 의해 기공율을 계산한 결과, Mg의 첨가량이 3wt%와 5wt%의 경우 0.5~0.6%의 기공율을 보이는데 반해, 7wt%의 경우 0.9%, 10wt% 첨가의 경우 1.5%의 기공율을 나타냈는데, 이러한 Mg 첨가량의 증가에 따른 기공율의 상승은 석출물의 형상이 거칠게 성장하면서 기공을 발생시킨 것에 기인한 것이라 생각된다.

한편 제조된 복합재료의 밀도와 혼합법칙에서 얻어진 이론밀도에 의해 기공율을 계산한 결과, Mg의 첨가량이 3wt%와 5wt%의 경우 0.5~0.6%의 기공율을 보이는데 반해, 7wt%의 경우 0.9%, 10wt% 첨가의 경우 1.5%의 기공율을 나타냈는데, 이러한 Mg 첨가량의 증가에 따른 기공율의 상승은 석출물의 형상이 거칠게 성장하면서 기공을 발생시킨 것에 기인한 것이라 생각된다.

3.2.2 입자크기의 영향

Fig. 6은 입자크기에 따른 복합재료의 기계적 성질 변화를 나타냈다. 그림에서 강화상 입자의 크기가 작아짐에 따라 경도와 강도는 상승하는 것을 알 수 있다. 입자간의 평균 자유분포거리 (λ)는 입경의 크기 (d_p)와 입자의 부피분율 (V_f)에 의해 다음과 같이 나타내어진다.

$$\lambda = 2d_p(1-V_f)/3V_f \quad (4)$$

강화상의 입자 크기가 작을수록 경도가 상승하는 것은, 강화상의 크기가 작은 경우 동일한 부피분율에서 입자간의 평균 자유분포거리 즉 강화상 간의 거리가 짧아지고, 단위면적 당 입자수가 증가하므로 이에 따라 강화상에 의해 전위의 이동이 방해받아 기지의 소성변형이 억제되기 때문이다.

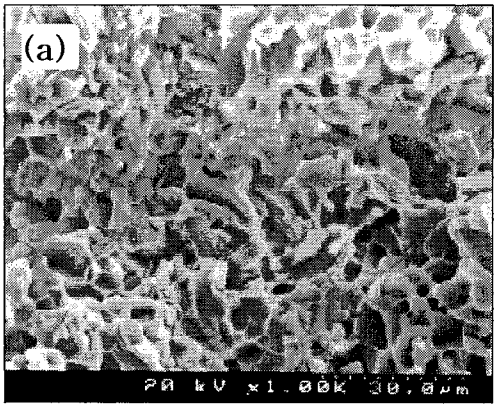
입자크기에 따른 강도의 변화는 본 제조법의 제조공정상의 특성에서 찾을 수 있다. 즉, 다공질의 세라믹 예비성형체에 가압을 하여 용융금속을 침투시키는 고압주조법이나, 기지금속의 용탕에 세라믹 입자를 주입하며 교반에 의해 강화상의 침투와 균일 분산을 도모하는 용탕교반법과 같은 액상주조법에 의한 입자강화 복합재료의 제조에서는, 강화상 입자의 크기가 작아지면 용융금속은 작은 반경으로 변형되어져야 하므로, 식 (5)에서 알 수 있는 바와 같이 젖음을 위한 에너지 즉, 침투에 필요한 압력이 증가하게 된다.

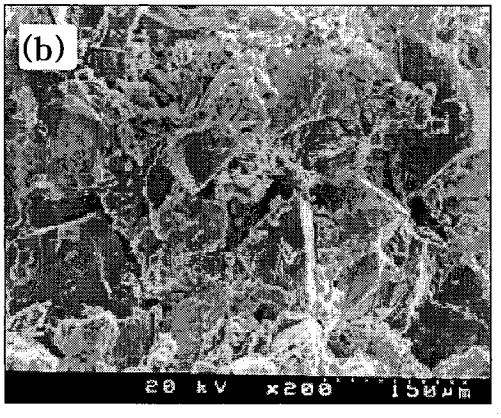
$$P = (2\gamma_{LV}\cos\theta)/r \quad (5)$$

여기서 P는 침투에 필요한 압력, γ_{LV} 는 표면장력, θ 는 액체-고체 접촉각, r 은 모세관 반경이다. 그러나 본 제조법에 의한 복합재료의 제조는 입자와 기지의 계면에서의 반응에 의해 침투가 자발적으로 일어나기 때문에 전술한 제조법과는 달리 입자의 크기가 작아지면 젖을 수 있는 표면적이 커지므로 오히려 침투가 향상된다. 그러므로 작은 입자의 경우 자발적 침투에 의한 젖음성이 향상되므로 계면의 강도가 증가하여 큰 입자의 경우 보다 기계적 성질이 좋아지는 것으로 추정된다.

3.2.3 파면해석

Fig. 7은 기지재료로 사용한 AC8A합금과 강화상의 평균입경이 각각 100㎛ 및 38㎛인 SiCp/AC8A복합재료의 3점굽힘시험에 의한 파단면의 형태를 나타내고 있다. AC8A합금인 (a)의 경우 작고 많은 딤플이 관찰되어 전형적인 연성파괴를 나타내고 있으며, 강화상의 평균입경이 100㎛인 SiCp/AC8A 복합재료의 경우, (b)에서 볼 수 있는 바와 같이 입자와 계면이 분리(debonding)되고 강화입자가 뽑혀나가(pull out) 소성변형의 흔적이 없는 매우 취성적인 파단면을 나타내고 있다. 한편 강화상의 평균입경이 38㎛인 SiCp/AC8A복합재료의 경우, (c)에서 볼 수 있는바와 같이 기지의 소성변형에 의한 딤플패턴과 파괴된 입자가 관찰되고 있다. 입자강화복합재료의 경우 크랙의 개시와 성장 시 입자는 소성영역에서 파괴되거나 기지재료와의 계면에서 분리되는데, 기지와 입자의 계면결합이 좋은 경우 입자의 파괴가 많아지는 반면에 취약한 계면에서는 입자의 분리가 많아지게 된다[16]. 그러므로 강화상의 평균입경이 38㎛인 SiCp/AC8A복합재료의 경우가 강화상의 평균입경이 100㎛인 SiCp/AC8A복합재료 보다 계면결합이 좋은 것을 알 수 있고, 기지와 강화상과의 계면결합강도는 강화입자의 크기에 영향을 받으며 파괴과정에서 매우 중요한 역할을 하여 강도에 큰 영향을 미치는 것을 알 수 있다.





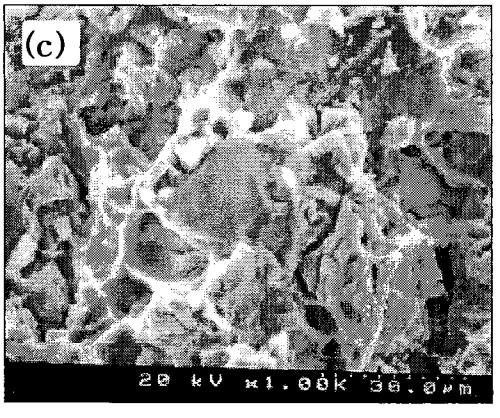


Fig. 7 SEM fractographs of AC8A alloy and SiCp/AC8Acomposites : (a) AC8A alloy, (b) SiCp/AC8Acomposite (average particle size of 100㎛), (c) SiCp/AC8A composite (average particle size of 38㎛).

3.3 내마모특성

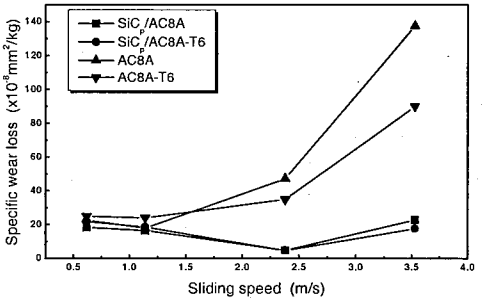


Fig. 8 Variation of specific wear loss of AC8A alloy and SiCp/AC8A composites as a function of sliding speed.

Fig. 8은 AC8A합금 및 Mg이 3wt% 첨가되어 제조된 SiCp/AC8A복합재료의 미끄럼 속도에 대한 비마모손실을 나타낸 것이다. AC8A합금의 경우 미끄럼 속도가 2.38m/s에서 부터 마모량이 급속히 증가하여 3.53m/s에서는 SiCp/AC8A복합재료에 비해 약 6배의 마모량을 보이고 있다. 기지재료의 경우 고속의 마찰속도에서 마모량이 급속히 증가하는 것은, 마찰속도의 증가에 의해 표면층의 전단변형속도와 마찰열이 증가하여 기지강도가 감소하고, 마찰하중을 증가할 때의 경우와 유사하게 마모면 소성유동의 깊이가 증가하기 때문이다. 이때의 마모면은 뒤에 기술한 Fig. 11(f)에 나타난 바와 같이, 소성유동 깊이의 증가에 의해 마모면이 깊게 밀리고, 전단소성유동의 증가에 의해 껍질이 벗겨진 듯한 표면층을 나타내고 있다. SiCp/AC8A복합재료의 경우는 마모량은 현저히 적게 나타났다. 이것은 경질의 강화 입자에 의한 내마모 향상뿐만 아니라, 회전 디스크에 의해 야기되는 전단응력이 강화 입자에 의해 구속을 받고, 또한 AC8A합금에 비해 상대적으로 큰 비열을 갖는 SiC강화상에 의해 복합재료가 마찰열에 의해 온도가 상승되는 것이 억제되기 때문이다. 한편 SiCp/AC8A복합재료의 경우 열처리에 의해 마모저항은 크게 영향을 받지 않는 것으로 나타났다.

Fig. 9는 미끄럼 속도에 따른 전단응력의 변화와 소성유동 깊이의 관계를 도식화 한 것이다. 마모재가 받는 전단응력은 마모표면에서 가장 크며 하중방향에서 멀어짐에 따라 감소하는데 반해, 마모재의 강도는 하중방향에서 멀어짐에 따라 마찰열의 저하로 증가하게 된다. 마모재의 소성변형은 회전디스크에 의한 전단응력이 마모재의 강도보다 클 때 일어나므로 소성유동의 깊이는 전단응력과 마모재의 위치에 따른 강도에 의해 결정되어질 것이다. 한편 미끄럼 속도의 증가에 따라 마찰열은 증가하고 마모재의 강도는

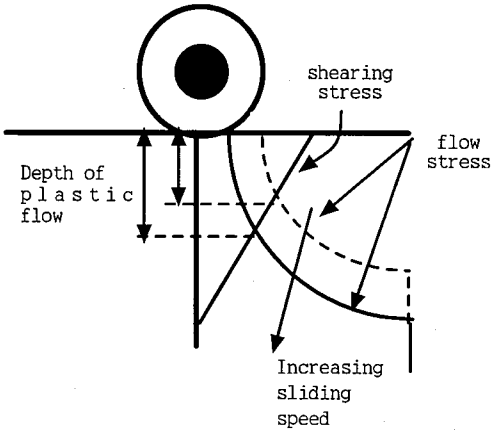


Fig. 9 Schematic illustration of relation of between depth of plastic flow and shearing stress with sliding speed.

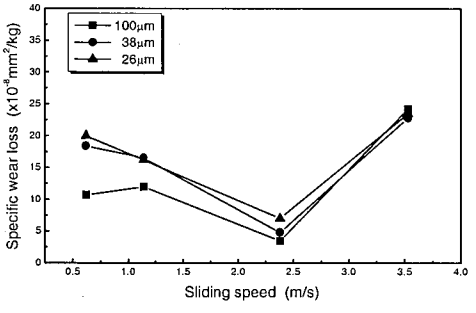


Fig. 10 Variation of specific wear loss of SiCp/AC8A composites with sliding speed.

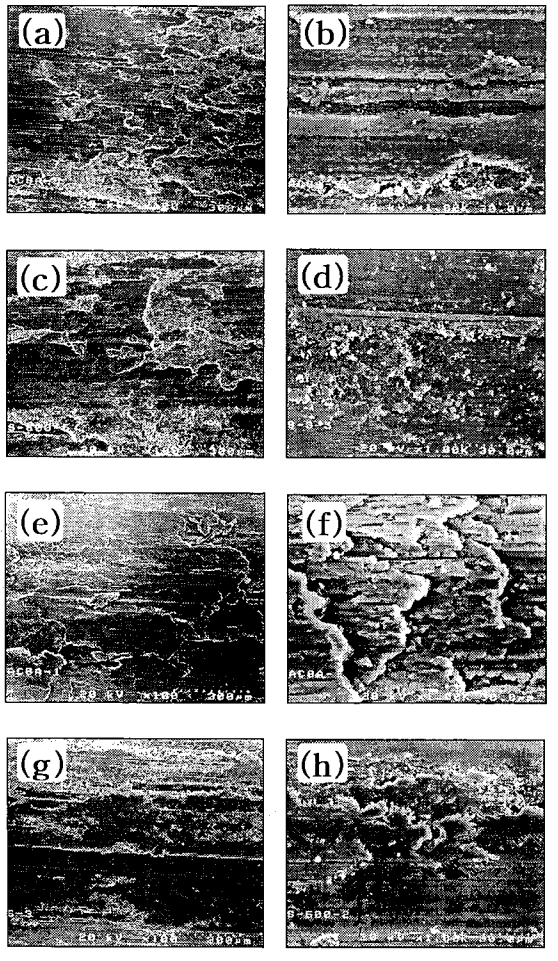


Fig. 11 SEM micrograph of worn surface of the AC8A alloy (a),(b),(e),(f) and SiCp/AC8A composite (c),(d),(g),(h) with sliding speed : 0.62m/s (a),(b),(c),(d) and 3.53m/s (e),(f),(g),(h).

감소하게 되는데 이에 따라 전단소성유동이 증가하여 소성유동의 깊이는 증가하게 될 것이다.

Fig. 10은 강화상 입자크기의 변화에 따른 SiCp/AC8A복합재료의 미끄럼 속도에 대한 비마모손실을 나타내고 있다. 입자의 크기가 증가할 수록 내마모성은 향상되는 것으로 나타났는데, 이는 입자의 크기가 클 경우 소성변형에 더욱 유효하게 저항할 수 있기 때문이다. 내마모성에 대한 입자 크기의 영향은, 입자의 크기가 작을 경우 마모율은 주로 경도에 의해 영향을 받지만, 입자의 크기가 큰 복합재료에 있어서는 마모율은 입자크기에 대한 침투깊이에 영향을 받는다[17]고 판단된다.

Fig. 11은 AC8A합금과 SiCp/AC8A복합재료의 마찰속도에 따른 마모흔을 비교한 것으로, (a)~(d)는 마찰속도가 0.62m/s으로 저속에서의 마모면을, (e)~(h)는 3.53m/s으로 고속일 때의 마모면을 나타내고 있다. 또한 같은 시험편의 마모면을 (a)(c)(e)(g)는 저배율로, (b)(d)(f)(h)는 고배율로 관찰한 것이다. AC8A합금의 경우 마찰속도가 0.62m/s로 저속인 경우 (b)에서 보이는 바와 같이 마모면에 긁힌 자국이나 끝이 패인 홈(ploughing)자국이 나타나는 연삭마모를 나타내고 있지만, 마찰속도가 3.52m/s의 고속으로 가면서 (f)에서와 같이 마모면이 밀리고 마찰열에 의해 용융이 일어나는 응착마모를 나타내고 있다. SiCp/AC8A복합재료의 경우 마찰속도에 무관하게 전반적으로 연삭마모를 나타내고 있으나, 마찰속도가 3.52m/s의 경우 고배율의 사진 (h)에서 일부 접촉부분에서 재료의 응착을 나타내고 있다. 한편 양 재료의 저배율 사진 (a)과 (c)에서 볼 수 있듯이, 마찰속도가 0.62m/s로 저속인 경우 마찰시간이 길어짐으로 인해 마

모면이 산화된 산화마모의 형상이 관찰되고 있다.

4. 결론

무가압함침법에 의해 제조된 SiCp/AC8A복합재료에 있어서, Mg의 첨가량과 강화상입자 크기의 변화가 복합재료의 기계적 성질과 내마모특성에 미치는 영향을 고찰하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Mg 첨가량의 변화는 SiCp/AC8A복합재료의 굽힘강도와 경도에 상반된 결과를 나타냈다. 즉 Mg 첨가량의 증가는 Mg_2Si 및 AlN과 같은 반응생성물을 생성하여 경도 향상에 기여하였으나, 과도한 Mg 첨가 시 석출물의 조대화와 이로 인한 기공율의 증대를 초래해 굽힘강도를 저하시켰다.

2) 강화입자의 크기가 작아짐에 따라, 경도는 강화입자의 기하학적 분포에 의한 소성변형의 억제작용으로 인해 상승하였으며, 굽힘강도는 자발적침투를 유도하는 본 제조법의 특성에 의해 작은입자의 경우 굽힘강도가 상승하였다.

3) SiCp/AC8A복합재료는 기지재료인 AC8A합금에 비해 고속에서 마모저항이 약 6배 향상되었고, 강화상 입자의 크기가 증대됨에 따라 내마모성은 향상되었다. 또한 중속영역에서 마모손실이 최소로 되는 천이점이 나타났다. 그러나 AC8A합금은 마찰속도의 증가에 의해 마모량이 급속히 증가하였다.

4) AC8A합금의 경우 마찰속도가 저속인 경우 연삭마모를 나타냈지만, 마찰속도가 고속으로 가면서 마모면이 밀리고 용융이 일어나는 응착마모를 나타냈다. 그러나 SiCp/AC8A복합재료의 경우 일부 국소지역에서 응착에 의한 마모면이 발견되나 전반적으로 연삭마모의 마모면을 나타냈다.

참고문헌

1) Mogilevsky, R., Bryan, S. R., Wolbach, W.S.,Krucek, T. W., Maier, R. D., Shoemaker, G. L., Chabala, J. M., Soni, K. K. and Levi-Setti, R., "Reactions at the matrix/reinforcement interface in aluminum alloy matrix composites," *Mat. Sci. & Eng.*, A191, 1995, pp. 209-222.

2) 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.

3) 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.

4) 전정식, 이호인, 유연철, "SiCw 강화 Al기 복합재료의 제조 및 기계적 특성," *대한금속재료학회*, 제 33권 3호, 1995, pp. 414-419.

5) Dong, Z. and Wu, Y., "Micromechanics analysis of particulate-reinforced composites and their mechanisms," *J. of Mat. Sci.*, Vol. 31, 1996, pp. 4401-4405.

6) Swandlehurst, S. J. and Hall, I. W., "Thermal treatment effects in SiC/Al metal matrix composite," *J. of Mat. Sci.*, Vol. 29, 1994, pp. 1075-1082.

7) Urquhart, A. W., "Novel reinforced ceramics and metal : a review of Lanxide's composite technologies," *Mat. Sci. & Eng.*, Vol. A144, 1991, pp. 75-82.

8) Aghajanian, M. K., Rocazella, M. A., Burke, J. T. and Keck, S. D., "The fabrication of metal matrix composites by pressureless infiltration technique," *J. of Mat. Sci.*, Vol. 26, 1991, pp. 447-454.

9) Aghajanian, M. K., "Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites Via Pressureless Metal Infiltration," *Research Guideline for Aluminum Product Application in Transportation and Industry : ASME Workshop*, 1993, pp. 45-53.

10) Aghajanian, M. K., Langensiepen, R. A., Rocazella, M. A., Leighton, J. T. and Anderson, C. A., "The effect of particulate loading on the mechanical behavior of Al_2O_3/Al Metal-Matrix composites," *J. of Mat. Sci.*, Vol. 28, 1993, pp. 6683-6690.

11) Nakata, H., Chou, T. and Kanetake, N., "Development of Spontaneous Infiltration in-situ Production Process for Fabrication of Particulate Reinforced Aluminum Composites," *J. of Japan Inst. of Met.*, Vol. 58(7), 1994, pp. 803-809.

12) 김재동, 정해용, 고성위, "In-Situ 반응에 의한 Al_2O_3/Al 기 복합재료의 제조," *한국복합재료학회*, 제12권 3호, 1999, pp. 36-44.

13) Sukumaran, K., Pillai, S. G. K., Pillai, R. M., Kelukutty, V. S., Pai, B. C., Satyanarayana, K. G. and Ravikumar, K. K., "The effects of magnesium additions on the structure and properties of Al-7Si-10SiCp composites," *J. of Mat. Sci.*, Vol. 30, 1995, pp. 1469-1473.

14) Pai, B. C., Ramani. G., Pillai, R. M. and Satyanarayana, K. G., "Review : Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites," *J. of Mat. Sci.*, Vol. 30, 1995, pp. 1903-1911.

15) 이재철, 김긍호, 이정일, 이호인, "$(Al_2O_3)_p$/6061 Al 복합재료의 계면반응 분석," *대한금속학회지*, 제34권 1호, 1996, pp. 105-110.

16) Hadinfard, M.J., Healy, J. and Mai, Y.W., "The influence of temperature on the mechanical and fracture properties of a 20vol% ceramic particulate-reinforced aliminium matrix composite," *J. Mat. Sci.*, Vol. 29, 1994, pp. 3906-3912.

17) Zhang, Z. F, Zhang, L. C. and Mai, Y. W., "Particle effects on friction and wear of aluminium matrix composites," *J. of Mat. Sci.*, Vol. 30, 1995, pp. 5999-6004.