

## 분말피복압연법에 의해 제조된 $(\text{SiC})_p/\text{Al}$ 복합재료의 미세조직 및 기계적 성질

이성희 · 이충효

목포대학교 신소재공학과

### Microstructure and Mechanical Properties of $(\text{SiC})_p/\text{Al}$ Composite Fabricated by a Powder-in Sheath Rolling Method

Seong-Hee Lee and Chung Hyo Lee

Department of Advanced Materials Science and Engineering, College of Engineering, Mokpo National University,  
61 Dorim-ri, Chunggye-myun, Muan-gun, Chonnam, South Korea

(Received 10 May 2004 ; Accepted form 11 June 2004)

**Abstract** Aluminum based metal matrix composite reinforced with SiC particles was fabricated by the powder-in sheath rolling method. A stainless steel tube with outer diameter of 12 mm and wall thickness of 1mm was used as a sheath. Mixture of aluminum powder and SiC particles of which volume content was varied from 5 to 20vol.% was filled in the tube by tap filling and then rolled to 75% reduction at ambient temperature. The rolled specimen was sintered at 560°C for 0.5hr. The tensile strength of the  $(\text{SiC})_p/\text{Al}$  composite increased with the volume content of SiC particles, and at 20vol.% it reached a maximum of 100MPa which is 1.6 times higher than unreinforced material. The elongation decreased with the volume content of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  particles. The mechanical properties of the  $(\text{SiC})_p/\text{Al}$  composite fabricated by the powder-in sheath rolling is compared with that of  $(\text{Al}_2\text{O}_3)_p/\text{Al}$  composite by the same process.

**Keywords** : Powder-in sheath rolling,  $(\text{SiC})_p/\text{Al}$  composite, Mechanical properties, Microstructure

#### 1. 서 론

금속기 입자분산 복합재료(MMC)는 고비강도, 뛰어난 내마모성 및 고온 안정성 등 우수한 기계적 성질을 나타내므로, 많은 연구자들의 관심의 대상이 되어 왔다. 특히, 알루미늄기 입자분산 복합재료는 경량의 이점이 있으므로, 기존의 철계 합금의 대체 구조재료로서 자동차 및 항공기 등 여러 수송기기에로의 활용도가 점점 증가하는 추세에 있으며, 그 제조 방법에 대해서도 활발한 연구가 이루어지고 있다.<sup>1)</sup> 그러나, 아직까지도 제조기술의 한계 또는 고비용의 제조단가로 인하여 그 이용범위가 극히 한정되어 있으므로, 알루미늄기 복합재료의 보다 광범위한 실용화를 위해서는 저비용이며 신뢰성이 높은 새로운 제

조 프로세스의 개발이 시급하다고 할 수 있다.

알루미늄기 복합재료는 일반적으로 용탕교반법(stir casting)<sup>2)</sup>, 가압주조법(pressurized casting)<sup>3)</sup>등과 같은 액상공정과 분말야금법으로 대표되는 고상공정<sup>4,5)</sup>에 의해 주로 제조된다. 액상공정은 제조 공정이 간단하므로 저비용의 이점이 있으나, 강화입자의 균일 분산과 그 양의 조절에 어려움이 있다. 한편, 분말 야금법은 강화입자의 양을 쉽게 제어할 수 있으며, 강화입자의 종류와 모양의 종류를 자유롭게 선택할 수 있는 장점이 있으나, 제조 공정이 복잡하므로 고비용의 단점이 있다. 분말야금법을 이용한 알루미늄 분말의 벌크(bulk)화에는 큰 가공량을 부여할 수 있는 열간 단조나 열간 압출과 같은 소성 가공법이 자주 이용된다<sup>6)</sup>. 그러나, 단조나 압출 가공은 1차 가공 공정이

며, 2차 가공을 필요로 하므로 생산성에 한계를 가지고 있다. 저자는 알루미늄기 복합재료 제조를 위한 간편한 방법으로 분말피복압연(powder-in sheath rolling, PSR)법을 제안하였으며,<sup>7)</sup> PSR법이( $Al_2O_3$ )<sub>p</sub>/Al 복합재료의 제조에 효과적인 방법임을 입증하였다<sup>8,9)</sup>. PSR법은 연속 생산이 가능한 압연 공정만을 주로 이용하므로, 생산성 면에 있어서 다른 방법들에 비해 월등히 유리하다. 본 연구에서는, PSR법을( $SiC$ )<sub>p</sub>/Al 복합재료의 제조에 적용하였다. SiC 입자는 우수한 열전도성과 내부식성을 가지고 있으며, 알루미늄과 화학적 접합성도 좋은 것으로 알려져 있다<sup>10,11)</sup>. 또한, SiC 입자가 강화상인 복합재료는 비교적 저렴하고 좋은 절삭성 및 가공성을 나타낸다<sup>12)</sup>. 그러므로, SiC 입자는 알루미늄기 입자강화 복합재료의 강화재로 자주 사용된다. 본 연구는 PSR법으로 제조한 ( $SiC$ )<sub>p</sub>/Al 복합재료의 미세조직 및 기계적 성질을 조사하고, 이전에 제조한 ( $Al_2O_3$ )<sub>p</sub>/Al 복합재료<sup>8)</sup>와 비교하기 위하여 실시하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1. 시편 준비

모상(matrix)으로 질소가스 아토마이즈법으로 제조된 고순도 알루미늄 분말(Cu : 1mass%, Fe : 1mass%, Si : 2mass%, O<sub>2</sub> : 533ppm, Al : bal.)을 사용하였다. 알루미늄 분말은 이전 연구<sup>8)</sup>에 사용한 것과 동일한 것으로 거의 구형을 하고 있으며, 평균 입경은 36  $\mu m$  이다. 그림 1에 강화입자로서 사용한 SiC를

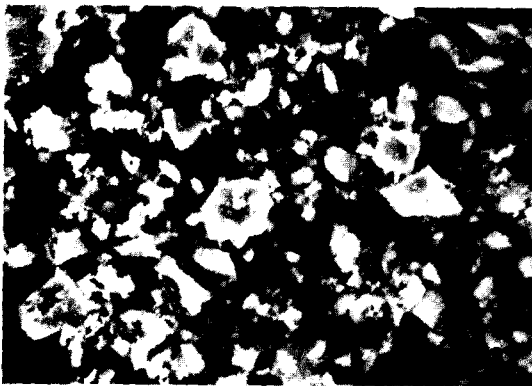


Fig. 1 SEM micrograph of SiC used as reinforcement particle.

나타내었다. 그림과 같이, SiC입자는 각형을 하고 있으며, 평균 입경은 2.4  $\mu m$  이었다. 피복(sheath) 재료로서는, 외경 12 mm, 벽 두께가 1 mm인 SUS304 스테인리스 튜브를 사용하였다.

시편의 준비절차가 그림 2에 나타내었다. SiC입자의 체적분율은 5~20vol.%로 변화시켰다. 혼합(Mixing)은 Al과 SiC의 혼합분말과 지르코니아 불의 중량비를 1:6으로 하여 볼밀 혼합기에 의해 행하였다. 혼합된 분말을 미리 한쪽 끝을 봉해 놓은 길이 300 mm의 스테인리스 튜브에 충전 한 후, 다른 한쪽도 진공할 수 있을 정도의 틈만 남겨 놓고 봉하였다. 그 후, 370°C에서 1hr 동안 전기로 내에서 탈가스 처리를 하고, 완전히 봉한 후, 롤 직경이 100 mm인 압연기를 사용하여, 두께 3 mm(압하율 75%)로 냉간 피복압연하여 복합재료를 제작하였다. 그 후, 시편을 전기로 내에서 560°C에서 0.5hr 동안 소결하였다.

### 2.2. 시험 및 특성분석

상대밀도는 아르키메데스법에 의해 측정하였다. 기계적 성질은 상온에서의 인장시험으로 평가하였다.

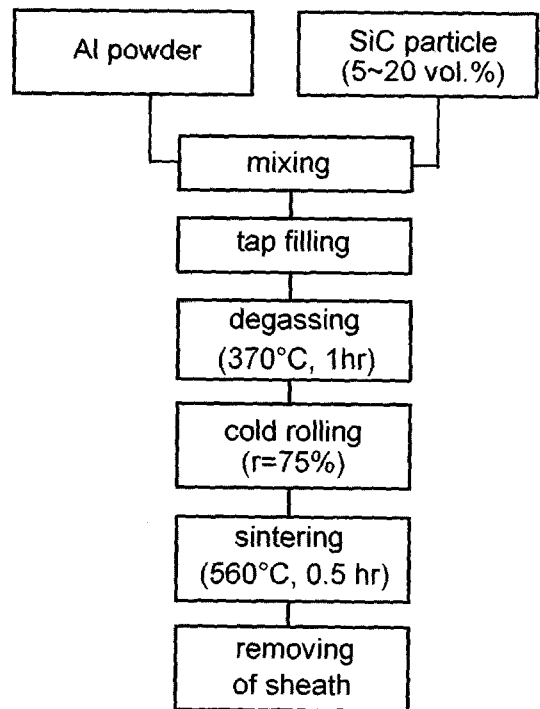


Fig. 2 Flow chart showing fabrication procedure of ( $SiC$ )<sub>p</sub>/Al composite.

인장시험을 위한 시편은 피복재료를 제거한 후, 인장 방향이 압연방향과 평행하도록 방전 가공기로 잘라서 준비하였다. 인장시험은, 평행부의 길이가 15 mm, 폭이 6 mm, 두께가 1.7 mm의 인장시편을 사용하여 행하였다. 또한, 시험은 Instron type의 인장시험기를 사용하여 10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>의 일정한 변형속도로 하였으며, 미세 조직은 과염소산 용액에서 전해부식을 한 후에 광학 현미경으로 관찰하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1. 강화입자의 분포

그림 3은 소결 후 복합재료의 종단면의 SEM사진을 나타내고 있다. 사진에서 알 수 있듯이, SiC 입자의 체적함량이 5,10vol.%의 복합재료(그림 3a,3b)에서는 SiC 입자들이 비교적 균일하게 분포되어 있으나, 체적함량이 15vol.%이상의 복합재료(그림 3c,3d)에서는 화살표로 나타낸 바와 같이 SiC 입자들이 군집체(clusters)를 이루고 있으며, 이들 군집된 강화입자들 사이에 공극(空隙)이 형성되어 있음도 관찰된다.

#### 3.2. 상대밀도

표 1은 피복압연 후 소결한 복합재료의 상대밀도를 나타낸다. 비교하기 위하여 이전의 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>p</sub>/Al 복합재료의 결과<sup>8)</sup>도 나타내었다. (SiC)<sub>p</sub>/Al 복합재료에서도 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>p</sub>/Al 복합재료와 유사하게 강화입자의 체적분율이 증가함에 따라 상대밀도는 약간 감소함을 알 수 있다. 높은 체적함량에서의 상대밀도의 감소는 기공 및 SiC 입자들의 군집체와 관계가 있으며, 특히, 군집체를 이루는 각 입자들 사이의 공극의 존재가 상대밀도를 저하시키는 가장 큰 원인이라 사료된다. 그러나, 두 경우 모두 높은 체적함량에서도 96%이상의 상대밀도를 나타내고 있으며, 상대밀도에 있어서의 큰 차이는 발견되지 않았다.

#### 3.3. 미세조직

피복압연하고 소결한 Al 분말성형체 및 복합재료 (Al+5vol.%SiC, Al+10vol.%SiC)의 미세조직이 그림

Table 1. Relative density of the composites fabricated by powder-in sheath rolling and subsequent sintering.

Type \ Vf(%)	0	5	10	15	20
(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) <sub>p</sub> /Al	99	99	97	96	96
(SiC) <sub>p</sub> /Al	99	99	98	96	96

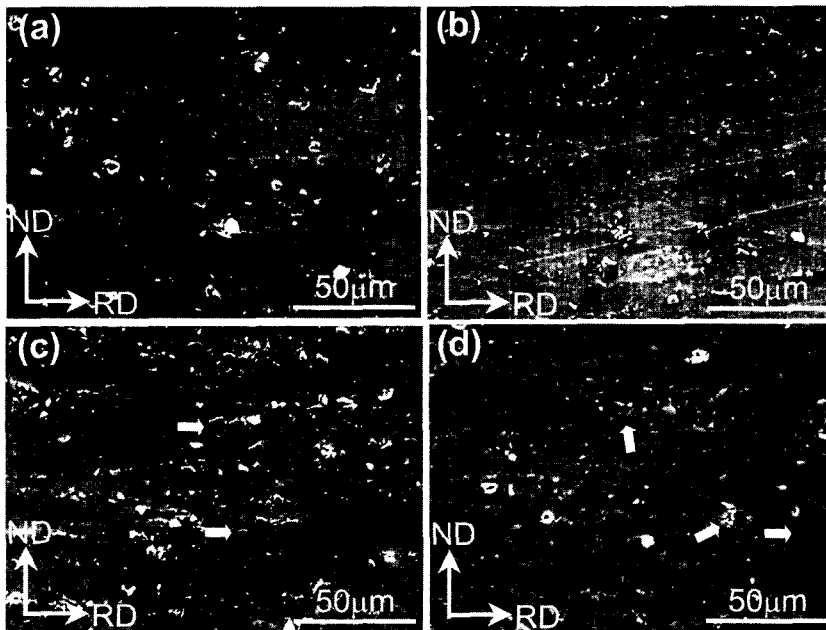


Fig. 3 SEM micrographs showing distribution of SiC particles in (SiC)<sub>p</sub>/Al composite fabricated by powder-in sheath rolling and subsequent sintering. (a) Al+5%SiC, (b) Al+10%SiC, (c) Al+15%SiC and (d) Al+20%SiC.

4에 나타나 있다. 피복압연 후의 경우, SiC 입자가 함유되어 있지 않은 알루미늄 분말성형체(그림 4a)는 결정립이 압연방향으로 신장(伸長)되어 있고, 큰 종횡비(aspect ratio)를 가진 전형적인 가공조직을 나타내고 있다. 그러나, Al+5vol.%SiC 및 Al+10vol.%SiC 복합재료(그림 4b 및 4c)의 경우, 알루미늄 분말성형체 보다 모상인 알루미늄의 결정립 사이즈가 더 크며, 종횡비가 작아져 있는 것을 알 수 있다. 그리고, 결정립계의 형상이 알루미늄 분말성형체의 경우보다 더 완만해져 있음을 알 수 있다. 이러한 특징들은 이전의  $(Al_2O_3)_p/Al$  복합재료<sup>8)</sup>에서와 마찬가지로  $(SiC)_p/Al$  복합재료에서도, 피복압연 중에 발생한 소성가공 열로 인하여 부분적으로 회복과 재결정이 발생했음을 시사해 준다.

소결 후의 Al 분말성형체(그림 4d)에서 결정립들은 완만한 결정립계를 가지고 있으며, 그 크기는 피복압연된 Al 분말성형체(그림 4a) 보다 더 커져 있음을 알 수 있다. 이것은 소결 중에 Al 분말성형체에서 재결정과 결정립 성장이 일어났음을 나타낸다. 여기

서, 재결정이 일어났음에도 불구하고 결정립 모양이 등축이 아니고 압연방향으로 신장되어져 있는데, 이것은  $(SiC)_p/Al$  복합재료에서도  $(Al_2O_3)_p/Al$  복합재료에서와 같이 알루미늄 분말의 경계를 가로지른 결정립계의 이동이 어렵다는 것을 시사해 준다. 이상과 같이 분말피복압연에 의해 제조한  $(SiC)_p/Al$  복합재료는  $(Al_2O_3)_p/Al$  복합재료<sup>9)</sup>와 유사한 미세조직을 나타낸다. 단지, 두 복합재료의 소결 후의 조직에 있어서 결정립 크기에 차이가 존재했다.  $(Al_2O_3)_p/Al$  복합재료의 경우, 5vol.%, 10vol.% 에서 평균 결정립 크기가 각각 24  $\mu m$ , 20  $\mu m$  인데 반해,  $(SiC)_p/Al$  복합재료에서는 각각 20  $\mu m$ , 16  $\mu m$ 로 후자의 경우 더 미세한 조직을 나타냈다. 이처럼,  $(SiC)_p/Al$  복합재료에서 더 미세한 조직이 형성된 이유는 SiC 입자크기(2.4  $\mu m$ )가  $Al_2O_3$  입자(5  $\mu m$ ) 보다 더 미세하여 입자유도핵생성(Particle Stimulated Nucleation, PSN)<sup>13)</sup> 장소가 더 많았기 때문인 것으로 사료된다.

### 3.4. 기계적 성질

피복압연 및 소결 후 복합재료의 인장강도, 연신율에 끼치는 SiC함량의 영향을 그림 5에 나타내었다. 피복압연 후의 복합재료에 있어서, 인장강도는 SiC의 체적함량이 5vol.%에서 Al 분말성형체보다 오히려 약간 감소하고, 그 후는 함량의 증가와 함께 조금씩 증가한다. 연신율은 강도의 경우와 거의 상반되게 변

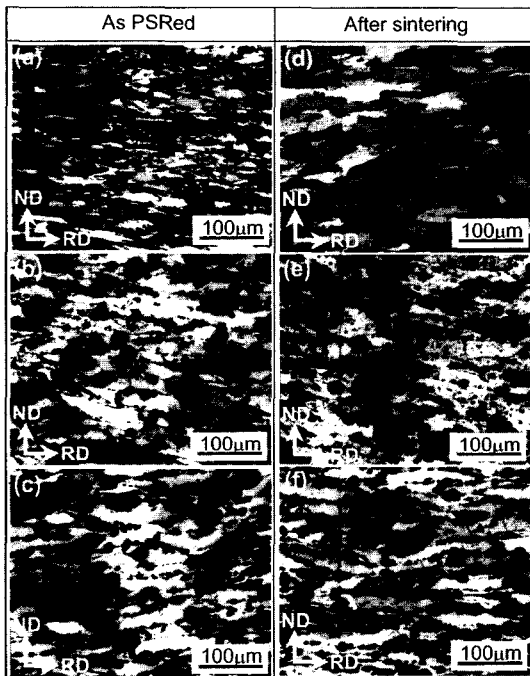


Fig. 4 Optical micrographs of  $(SiC)_p/Al$  composite after powder-in sheath rolling(a-c) and after subsequent sintering(d-f). (a,d) Al powder compact, (b,e) Al+5vol.%SiC, (c,f) Al+10vol.%SiC.

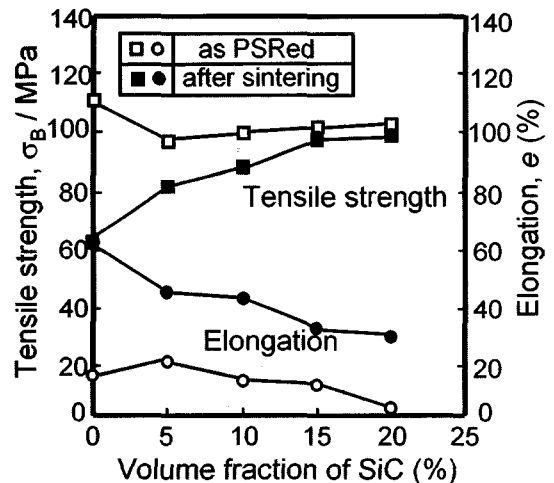


Fig. 5 Mechanical properties of  $(SiC)_p/Al$  composite fabricated by powder-in sheath rolling and subsequent sintering.

화합을 알 수 있다. 인장강도가 5vol.%의 SiC를 첨가했음에도 불구하고 오히려 감소한 것은 모상(알루미늄)의 연화(softening)에 기인한 것이다. 미세조직에서도 설명하였듯이, 피복압연 후의 Al 분말성형체는 가공조직을 나타내지만, 복합재료에서는 회복 또는 재결정 조직을 나타낸다. 이와 같이, 피복압연 후의 복합재료에서는 가공중의 모상의 연화로 인한 강도 감소가 SiC 강화입자의 첨가로 인한 강화효과보다 더 크므로 복합재료로서의 강화효과가 발휘되지 않았음을 알 수 있다. 그러나, 소결 후의 복합재료는 크게 다른 양상을 나타낸다. 소결 동안에 모상 금속이 재결정하기 때문에 인장강도는 피복압연 후의 값보다 낮아진다. 특히, Al 분말성형체의 인장강도가 112MPa에서 62MPa로 크게 감소한다. 그러나 복합재료의 인장강도는 SiC 강화입자의 함량이 증가함에 따라 꾸준히 증가하여, 20vol.% 첨가 후에는 초기값보다 약 1.6배 증가한 100MPa를 나타내었다. 한편, 소결 후의 연신율은 재결정으로 인한 연화로 인해 시스압연 복합재료의 값들보다 크게 증가하고, SiC 입자의 함량이 증가함에 따라 점점 감소하는 일반적인 경향을 나타내었다. 체적함량이 15 vol.% 이상에서 복합재료의 강화효과가 감소됨과 동시에 연신율이 크게 감소한 것은 앞에서 언급하였던 복합재료의 상대 밀도의 감소에 기인한 것이라 판단된다.

이상과 같이, (SiC)<sub>p</sub>/Al 복합재료의 기계적 성질도 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>p</sub>/Al 복합재료<sup>8)</sup>에서와 매우 유사한 거동을 나타내었다. 그림 6에 두 복합재료의 인장강도, 0.2% 항복응력, 연신율 등을 직접 비교하여 나타내었다. 그림에 나타난 것 같이, (SiC)<sub>p</sub>/Al 복합재료가 0.2% 항복응력과 인장강도에서 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>p</sub>/Al 복합재료보다 더 큰 것을 알 수 있다. 그 원인이 무엇인지에 대하여 고찰하였다. 먼저, 항복응력에서의 차이는 모상의 결정립 크기의 차이가 주 요인이라 사료된다. Hall-Petch식<sup>14,15)</sup>에 의하면, 인장항복응력은 결정립 크기의 평방근에 반비례한다. 그러므로, 모상의 결정립 크기가 작았던 (SiC)<sub>p</sub>/Al 복합재료의 항복강도가 더 크게 나타난 것으로 판단된다. 이제, 인장강도에서의 차이를 검토해 보자. Arsenault에 의하면,<sup>16)</sup> 복합재료의 인장강도는 다음과 같은 5가지 요인에 의해 결정된다고 한다. 첫째, 가공전의 전위밀도에 기인한 강화, 둘째, 아결정립계에 의한 강화, 셋째, 가공경화로 인한 강화, 넷째, 연속체역학적 강화, 다섯째, 열처리

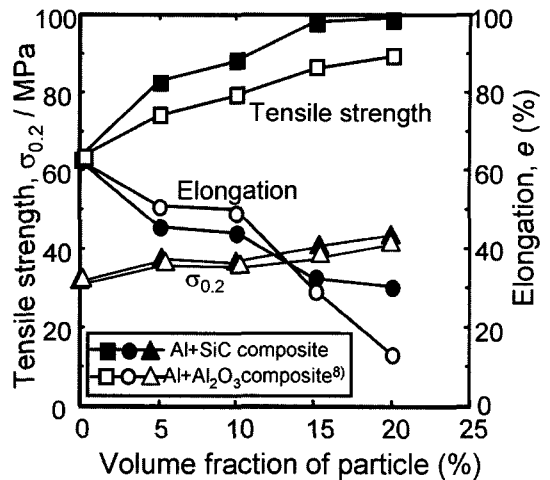


Fig. 6 Comparison of mechanical properties between (SiC)<sub>p</sub>/Al composite and (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>p</sub>/Al composite after sintering.

의한 강화 등이다. 본 연구의 실험조건 및 절차는 이전 연구와 동일하다. 강화입자의 형상에서도 큰 차이가 없었으므로, 이전 연구와의 차이점은 오직 사용된 강화입자의 종류와 크기에 있다. 그러므로, 첫째, 둘째, 네번째, 다섯번째의 강화효과는 두 복합재료의 강도차이에 큰 영향을 끼치지 않을 것이다. 강화입자와 모상과의 결합력의 차이도 두 복합재료의 강도차이에 다소 영향을 끼치리라 판단되나, 그에 대해서는 추가적인 연구가 요구된다. 또한, 상대밀도의 차이도 강도에 큰 영향을 끼치지만, 표 1에서와 같이, 두 복합재료에 있어서 상대밀도의 차이는 거의 없었으므로, 밀도차이에 의한 강도의 영향은 무시할 수 있으리라 생각된다. 그러므로, 셋째의 가공경화로 인한 강화효과의 차이가 인장강도 차이의 주된 요인이라 사료된다. 즉, 강화입자 크기 차이에 기인한 가공경화에 의한 강화의 차이가 가장 큰 원인이라 할 수 있다. 만약 체적분율이 같다고 한다면, 강화입자의 크기가 작은 경우, 분산입자의 수는 더 많을 것이고 그로 인한 가공경화 효과는 더 커질 것이다. 본 연구에 사용된 SiC 강화입자의 크기는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 강화입자보다 작다. 이것은, 인장시험 중 유발되는 (SiC)<sub>p</sub>/Al 복합재료에서의 변형경화가 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)<sub>p</sub>/Al 복합재료에서보다 더 크다는 것을 의미한다. 이것은 그림 6에서도 잘 보여준다. 가공경화량은 인장강도와 0.2%항복강도의

차이에 상당하는 값이다. 그림에서 보듯이, 가공경화량이  $(Al_2O_3)_p/Al$  복합재료보다  $(SiC)_p/Al$  복합재료에서 더 큰 것을 알 수 있다. 이상과 같이, 두 복합재료의 인장강도의 차이는 강화입자의 크기 차이가 가장 크게 작용했다고 판단된다. 이상의 연구결과에 의하면, 본 연구를 통하여 전전한 판상의  $(SiC)_p/Al$  복합재료의 제조에 있어서도 PSR법이 효과적임이 입증되었다고 할 수 있다.

#### 4. 결 론

분말피복압연법을  $(SiC)_p/Al$  입자분산 복합재료의 제조에 적용하여, 다음과 같은 결과가 얻어졌다.

1. 분말피복압연법에 의해 상대밀도가 96% 이상인 전전한  $(SiC)_p/Al$  복합재료를 제조할 수 있었다.
2. 분말피복압연 후의 Al 분말성형체는 가공조직을 나타내지만 복합재료는 회복과/또는 재결정 조직을 나타내었다.
3. 소결 후 복합재료의 인장 강도는 SiC 입자의 함량에 비례하여 증가하였으며, 20vol.% 에서 비강화 재료보다 1.6배 높은 100MPa를 나타내었다.
4. 분말피복압연법에 의해 제조된  $(SiC)_p/Al$  복합재료의 항복강도 및 인장강도는 동일한 방법에 의해 제조된  $(Al_2O_3)_p/Al$  복합재료보다 더 큰 값을 나타내었

다. 이 강도차이는 사용된 강화입자의 크기 차이에 기인한 것이다.

#### 참고문헌

1. I. J. Palmear: Light Alloys, Arnold, Butterworth-Heinemann Press, London (1995) 325.
2. Y. Genma, Y. Tsunekawa, M. Okumiya and N. Mohri: Materials Transactions, JIM, **38** (1997) 232.
3. K. Otori, H. Watanabe and Y. Takeuchi: Mater. Sci. & Tech., **3** (1987) 57.
4. N. C. Kothari: Powder Metall. Int., **18** (1986) 321.
5. S. H. Hong and K. H. Chung: Mater. Sci. Eng., **A194** (1995) 165.
6. W. F. Wang: Powder Metall., **38** (1995) 289.
7. S. H. Lee: 한국분말야금학회지, **9** (2002) 153.
8. S. H. Lee and C. H. Lee: 한국분말야금학회지, **10** (2003) 97.
9. S. H. Lee and C. H. Lee: 한국분말야금학회지, **9** (2003) 103.
10. S. R. Nutt and R. W. Carpenter: Mater. Sci. Eng., **A75** (1985) 169.
11. J. C. Remoro, L. Wang and R. J. Arsenault: Mater. Sci. Eng., **A212** (1996) 1.
12. D. L. Madanel: Metall. Trans., **16A** (1985) 1105.
13. Ferry and F. J. Humphreys: Acta mater. **44** (1996) 3089.
14. E. O. Hall: Proc. Phys. Soc., **B64** (1951) 747.
15. N. J. Petch: J. Iron Steel Inst., **174** (1953) 25.
16. R. J. Arsenault: Mater. Sci. Eng., **A64** (1984) 171.