

## 분말야금방법으로 제조된 2XXX Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 미세조직과 기계적 성질

신기삼 · 정동섭\* · 이성학\*\*

전력연구원 재료부식연구소, \*삼성자동차(주) 기술센터

\*\*포항공과대학교 항공재료연구센터

### Microstructure and Mechanical Properties of P/M Processed 2XXX Al-SiC<sub>p</sub> Composites

Keesam Shin, Dongsup Chung,\* and Sunghak Lee\*\*

Materials and Corrosion Laboratory, Korea Electric Power Research Institute, Taejon 305-380

\*Technology Center, Samsung Motors Inc., Hwasung-Kun 445-970

\*\*Center for Advanced Aerospace Materials

Pohang University of Science and Technology, Pohang 790-784

(Received January 3, 1997)

**ABSTRACT** The powder metallurgy (P/M) processed 2009 and 2124 Al composites reinforced with SiC particulates were studied by focusing on the effect of consolidation temperature on the microstructural and mechanical properties. The mechanical properties such as tensile properties and microhardness of the second phases were analysed in relation to the microstructures observed by a SEM and an optical microscope. The *in situ* fracture process study using SEM showed that the grain refinement and the removal of manganese-containing particles often observed in the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composites were important for the improvement of the mechanical properties. This study offers an optimum consolidation temperature for the control of the manganese-containing particles in the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composites that yields mechanical properties higher than those of the 2009 Al-SiC<sub>p</sub> composites.

## 1. 서 론

알루미늄 기지에 SiC 휘스커(whisker) 또는 입자(particulate)로 강화된(Al-SiC<sub>w</sub>, Al-SiC<sub>p</sub>) 복합재료는 비강도와 비탄성율이 매우 높아 경량/고강도 구조용 신소재로 많은 관심을 받아 왔다.<sup>1-3)</sup> 더우기 기지금속에 비해 고온에서의 기계적 성질이 우수하기 때문에<sup>1,2)</sup> 고온재료로서의 응용연구도 진행되고 있다. Al-SiC 복합재료의 일반적인 제조방법으로는 주조방법과 분말야금방법이 있다. 이 중 분말야금방법은 제조공정이 비교적 복잡하지만, 양호한 강화재/기지 계면을 얻을 수 있으며, 후속 가공공정을 거쳐 다양한 형태로 제조할 수 있는 장점이 있다. 분말야금 제조공정은 알루미늄 분말과 SiC 강화재의 혼합, vacuum hot press를 이용한 빌레트 압축성형, 압출, 열

처리로 이루어진다.<sup>2,3)</sup> 이러한 분말야금방법으로 물성이 우수한 복합재료를 제조하기 위해서는 각 공정에서의 조건들을 최적화하여야 하며, 각 공정에서의 미세조직과 기계적 성질에 대한 보다 상세한 이해가 필수적이다.

분말야금법으로 제조된 2XXX Al-SiC<sub>w</sub> 복합재료에서 기계적 성질 및 파괴 성질을 좌우하는 중요한 미세조직학적 인자들로 SiC 휘스커의 크기 및 분포, 시효에 의한 미세 석출상, 휘스커와 기지간의 계면 성질, Mn 함유 입자와 같은 2차상 입자 등을 들 수 있다. 2124 Al을 기지합금으로 사용하였을 경우 Al-SiC<sub>w</sub> 복합재료의 일반적인 취화원인인 기지/휘스커 계면에서의 공동 생성이나 휘스커의 불균일 분포<sup>4)</sup> 이외에도 준고상상태에서의 압축성형의 도입에 의해 생성된 Mn을 함유한 금속간화합물이 기계적 성질을 저하시

킬 수 있다는 사실이 밝혀졌다.<sup>5)</sup> 이러한 문제점을 보완하기 위하여 개발된 2009 Al-SiC<sub>w</sub> 복합재료는 기지 합금으로 2124 Al에서 Mn을 제거한 2009 Al을 사용함으로써 Mn 함유 금속간화합물을 효과적으로 제거한 것이다.<sup>6)</sup> 또한 SiC 휘스커의 불균일한 분포 및 aspect ratio의 저하 등도 나쁜 영향을 미치는데, 이는 여러 단계로 이루어져 있는 제조공정 중에, 특히 빌레트 성형과 압출시, 대부분의 휘스커들이 파괴되어 원래 약 50 정도였던 aspect ratio가 3~4로 크게 낮아져 강도를 낮추고 파괴가 시작되는 장소로 작용하기 때문이다. 따라서 2XXX Al-SiC 복합재료의 기계적 성질을 향상시키기 위하여는 2009 Al과 같은 합금기지를 사용하는 것과 병행하여 강화재의 분포를 보다 균일하게 하기 위하여 휘스커 대신 입자로 강화하는 것이 바람직하다. 즉, 분말아금 방법에 의한 Al-SiC<sub>w</sub> 복합재료 제조시에는 휘스커의 파괴에 의한 aspect ratio의 큰 감소로 기대하였던 강화효과를 충분하게 얻을 수 없으며, 입자를 강화재로 사용하였을 때와 비교하여 금속분말과의 혼합과 성형이 어렵기 때문에 강화재의 분포를 제어하기 어렵다. 입자로 강화하면 강도 및 탄성계수의 증가 효과는 휘스커 강화의 경우보다 약간 낮을 것이나, 제조공정이 쉽고 강화재의 균일한 분포를 얻을 수 있기 때문에 연신율과 파괴인성을 포함한 전체적인 기계적 성질은 향상될 것으로 예상된다.

본 연구에서는 분말아금방법을 사용하여 2009와 2124 Al 합금기지에 SiC 입자로 강화된 복합재료를 제조하고, 미세조직과 기계적 성질을 평가함으로써 기계적 성질을 향상시킬 수 있는 제조공정상의 요인들을 확립하고자 하였다. 특히 압축성형온도를 변화시켜 액상분율, 기공 등 결함의 존재, 강화재의 분포, 2차상 입자의 생성 등 빌레트(billet) 성형공정조건이 복합재료의 물성과 미세조직에 미치는 영향을 조사하였는데, 이는 액상이 공존하는 온도 영역에서의 빌레트 성형은 강화재의 분포를 불균일하게 하고 조대한 2차상 입자들을 생성시키기 때문이다. 이러한 결과로부터 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 합금조성, 공정조건, 미세조직과 연관시켜 기계적 성질 향상방안을 제시하였으며, 휘스커로 강화된 복합재료의 기계적 성질과도 비교, 분석하였다.

## 2. 실험방법

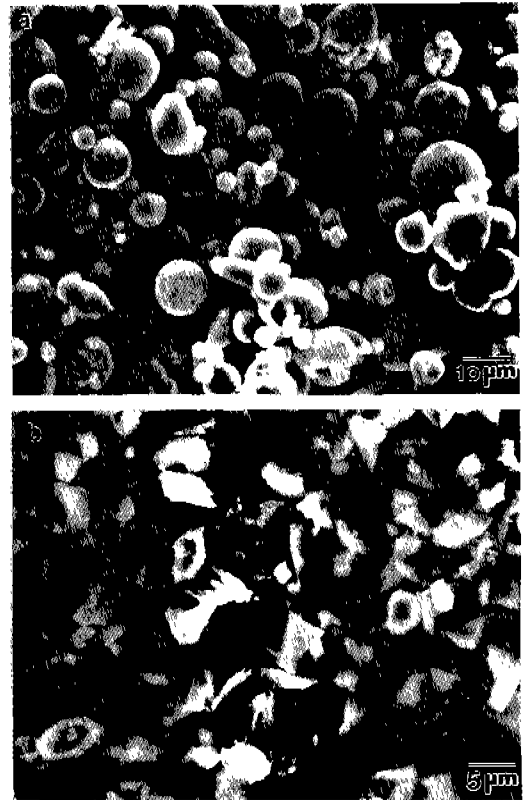
### 2.1. 2XXX Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 제조

본 연구에 사용된 Al 합금분말은 (주)창성에서 제조된 2009와 2124 Al 합금조성의 금냉용고 분말이었으며, 표 1에 그 조성을 나타내었다. Al 합금분말은 질소가스분무법(N<sub>2</sub> gas atomization)으로 제조되었기 때문에 구형을 가진다. 그림 1(a)-(b)에 Al 합금분말과 SiC 강화입자를 보였다. Al 분말 중에는 100 μm 이상의 큰 분말들이 상당히 많이 존재하는데, 큰 분말입자들은 SiC 강화입자들의 고른 분산 혼합을 저해하므로 이들을 분리하기 위하여 -325 mesh로 약 20분간 체질하

**Table 1. Chemical composition of the 2009 and 2124 Al matrices processed in the present work and in ACMC\*. (wt.%)**

Matrix Alloy	Cu	Mg	Mn	Fe	Al
2009	3.83	2.07	0.002	0.11	bal.
2124	4.06	2.00	0.5	0.007	bal.
2009*	3.28	1.21	0.014	0.01	bal.

\*ACMC; Advanced Composite Materials Corp.



**Fig. 1. SEM micrographs of (a) gas-atomized 2009 Al alloy powders and (b) reinforcing SiC particulates produced by Tateho Co.**

였다. 평균 분말입도는 약  $21\ \mu\text{m}$ 로서 미세한 편이고, 체질에 의하여 조대입자가 효과적으로 제거되어 최대 분말입도는  $45\ \mu\text{m}$  이하의 비교적 균일한 분포의 분말을 얻을 수 있었으며, 그림 2(a)-(b)에 Al 합금분말과 SiC 입자의 크기분포(평균입도;  $3.3\ \mu\text{m}$ )를 나타내었다.

Fluidized zone 혼합기를 사용하여 Al 분말과 약 15 vol.%의 SiC 강화입자를 2 시간 동안 혼합하였다. 이 유동혼합방식은 혼합용기내에서 빠르게 회전하는 두 개의 paddle에 의하여 분말과 강화입자를 혼합하는 방법으로 분말과 강화입자의 낙하거리가 비교적 짧

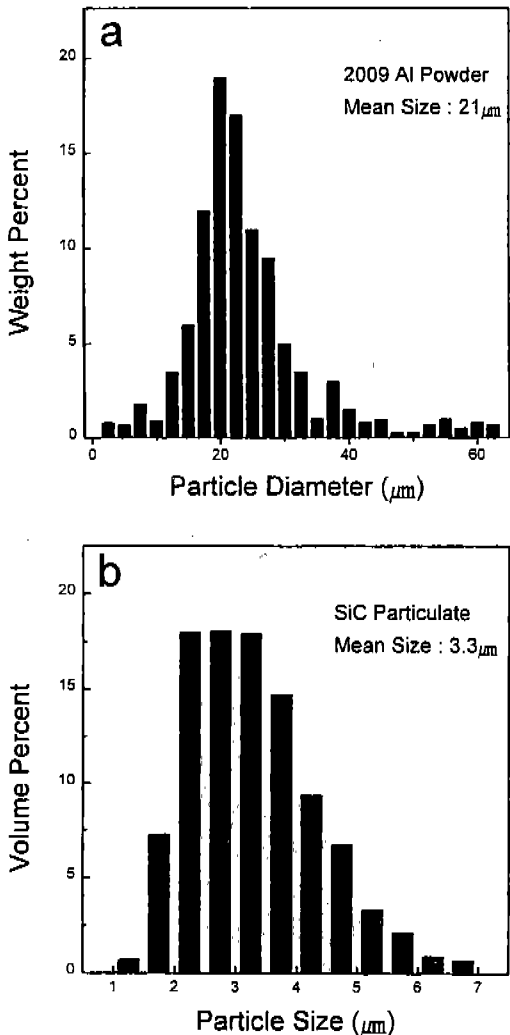


Fig. 2. Bargraphs showing the size distributions of (a) gas-atomized 2009 Al alloy powders and (b) SiC particulates.

고, 공기중의 분산과 낙하가 빠른 속도로 반복되기 때문에 분말과 강화입자의 밀도 차이에 따른 분리현상이 적은 장점이 있다.<sup>7)</sup>

용량 25 톤의 프레스에 진공챔버 및 노(furnace)를 설치하여 vacuum hot press를 제작하였으며, 이를 이용하여 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료 빌레트를 압축성형하였다. Al 분말과 SiC 강화입자의 혼합체를 직경 32 mm의 몰드 내에 충전하고, 이를 챔버 내에 장입한 다음 약 10 MPa의 압력으로 cold compaction하였으며, 그 후 상온에서  $4 \times 10^{-5}$  torr에 이르기까지 진공작업을 하였다. 탈가스는 450°C의 온도와  $4 \times 10^{-5}$  torr의 진공도에서 2 시간 동안 행하였으며, 탈가스 후 다시 승온하여 성형온도에 이른 후 열평형을 위하여 15분 유지하고 가압을 시작하였다. 성형압은 50 MPa로 고정하였고, 성형압까지 가압하고 다시 5 분간 유지한 후 압력을 제거하고 냉각시켰다. 압축성형시의 빌레트 조밀화는 액상량에 크게 의존하므로 2009 Al 합금에 대한 DTA 분석을 통해 얻은 thermogram으로부터 용해반응의 total peak area를 측정하고, 이에 대한 각 온도에서의 partial peak area의 비를 구하는 방법으로 성형온도에 따른 액상량을 구하여 그림 3에 나타내었다.<sup>7)</sup> 액상량은 성형온도에 따라 증가하며, 560°C에서는 약 1%미만, 620°C에서는 약 35%이었다.

560°C와 620°C 사이의 온도범위의 압축성형으로 제조된 직경 약 32 mm의 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료 빌레트를

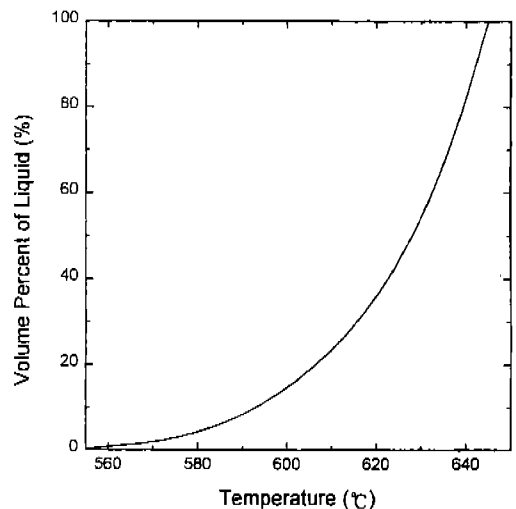


Fig. 3. The amount of liquid vs temperature for the 2009 Al matrix alloy. The amount of liquid was estimated from DTA curve analysis.

직접압출방법으로 봉상의 압출재로 열간압출하였다. 열간압출시험에는 300톤 용량의 수직열간압출기를 사용하였으며, 압출금형은 60° 원추형이고, 압출비는 20:1, 압출온도는 약 450℃이었다. 450℃의 압출온도에서 700~1000 MPa 정도의 압출압력이 필요하였으며, 원주균열의 방지를 위해서는 금형온도를 350℃ 이하로, 그리고 압출속도를 1 mm/sec 이하로 낮추는 것이 요구되었다.

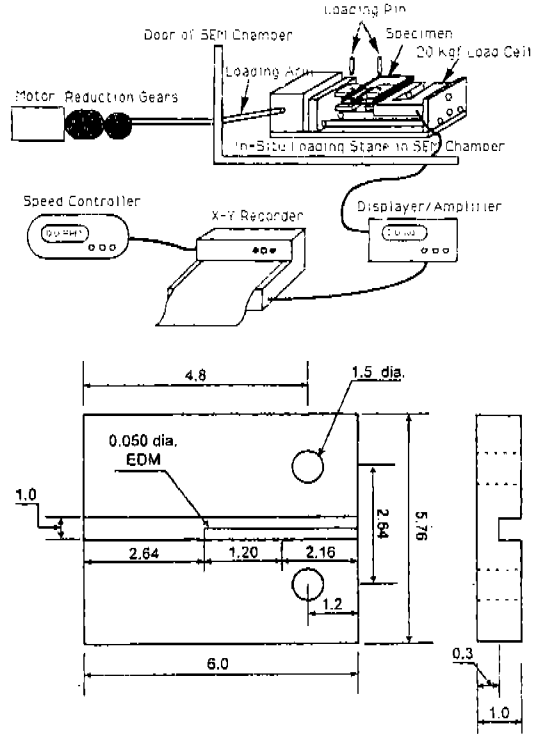
**2.2. 복합재료의 기계적 성질 및 미세조직 조사**

압출된 복합재료를 열처리한 후 상온인장시험으로 평가하였다. 2009 Al 합금과 2124 Al 합금의 열처리는 기지의 최대경도를 얻기 위한 조건(T6)으로 수행하였다.<sup>4)</sup> 504℃에서 4 시간 용체화처리 후 177℃에서 4 시간 시효처리하였을 때 기지는 최대경도값을 나타내었으며, 이는 이미 SiC 휘스커로 강화된 복합재료에서 조사된 T6 조건과 동일하였다. 10톤 용량의 인장시험기를 사용하여 상온인장시험을 실시하였다. 시험에 사용한 시편은 표점거리 15.0 mm, gage 직경 3.2 mm의 봉상시편으로서 압출방향에 평행한 방향으로 제작되었다. 인장시험은 상온에서 0.5 mm/min의 일정한 cross head speed로 실시하였으며, 인장시험 후 파단된 시편의 파면을 SEM으로 관찰하였다.

SiC 강화입자와 2009 Al 분말의 혼합체, 성형빌레트, 압출재 등 각 제조공정에서 제조된 시편의 미세조직을 diamond paste로 단시간 연마한 후 Keller 용액으로 에칭하여 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다. 또한 압출된 복합재료시편에서 강화입자가 거의 없는 영역을 선택하여 복합재료기지합금의 미세경도를 측정하였다.

**2.3. In Situ SEM 파괴시험**

Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 미세파괴과정을 직접 관찰하고, 이와 동시에 겉보기 파괴인성(apparent fracture toughness)을 측정하기 위하여 *in situ* 파괴시험을 실시하였다. 그림 4(a)-(b)는 *in situ* SEM 파괴시험장치와 이에 사용되는 CT(compact tension) 시편형태와 크기를 보여 준다.<sup>8)</sup> CT 시편은 가운데 groove 부분의 두께를 얇게 하여 작은 하중을 가하여도 파괴가 일어날 수 있게 되어 있으며, 방전가공기를 사용하여 직경 약 50~60 μm의 날카로운 노치를 삽입한 것이다(그림 4(b)). 하중은 챔버 밖으로 연결되어 있는 감속



**Fig. 4. (a) The compact tension type loading stage used for *in situ* observation and measurement of apparent fracture toughness, which was inserted into the vacuum chamber of the SEM, replacing the standard sample stage. (b) The shape and dimensions of the thin compact tension (CT) type specimen. (unit: mm).**

기 및 step motor를 이용하여 자동으로 약 30 μm/min의 일정한 속도를 유지하면서 가하였다. 이 때 20 kg 용량의 load cell에 의해 측정된 하중값을 display와 recorder에 의해 기록하여 하중-시간 곡선을 얻고, 이로부터 평면응력조건하에서의 겉보기 파괴인성(apparent fracture toughness)을 측정하였다. 이와 동시에 SEM 화면에 나타난 시편의 표면 형상을 관찰하면서 하중을 가하면 어느 일정 하중 이상에서 노치선단부에서 균열이 생성, 전파되는데, 관찰을 요하는 중요한 시점에서 모터의 회전을 중지시켜 사진 촬영을 하였으며, 각 시점에서의 응력확대계수(stress intensity factor)를 계산하였다.

**3. 실험결과**

**3.1. 미세조직**

유동혼합방법으로 제조된 SiC 강화입자와 Al 분말의 혼합체를 그림 5에 보였다. SiC 강화입자의 평균 크기는 그림 2(b)에서 보듯이 약  $3.3\ \mu\text{m}$ 로써 미세한 편이며, 이 입자들은 평균 크기 약  $21\ \mu\text{m}$ 의 분말들과 유동혼합방법에 의해 균일하게 혼합되었다. 유동혼합의 초기에는 강화입자와 분말의 응집체가 형성되

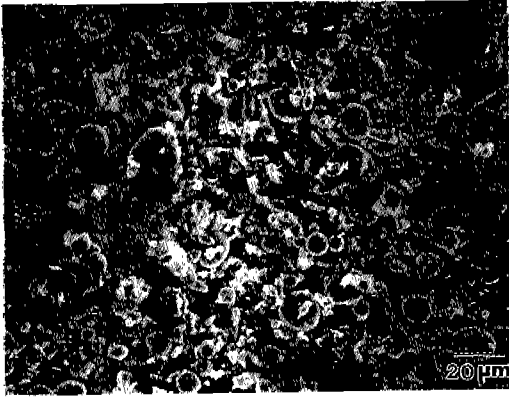


Fig. 5. SEM micrograph of the mixture of 2009 Al powders and SiC particulates processed using the fluidized zone mixer for 2 hours.

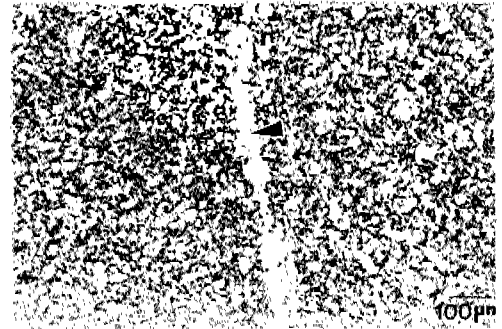
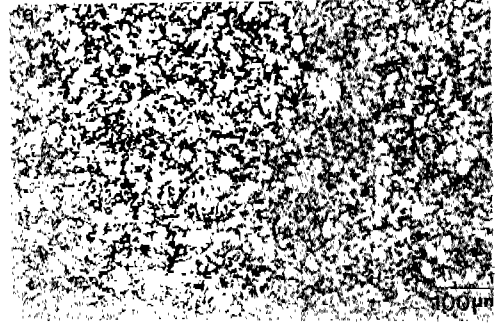


Fig. 6. Optical micrographs of the 2009 Al-SiC<sub>p</sub> composite billets consolidated at (a) 560°C and (b) 620°C under the pressure of 50 MPa.

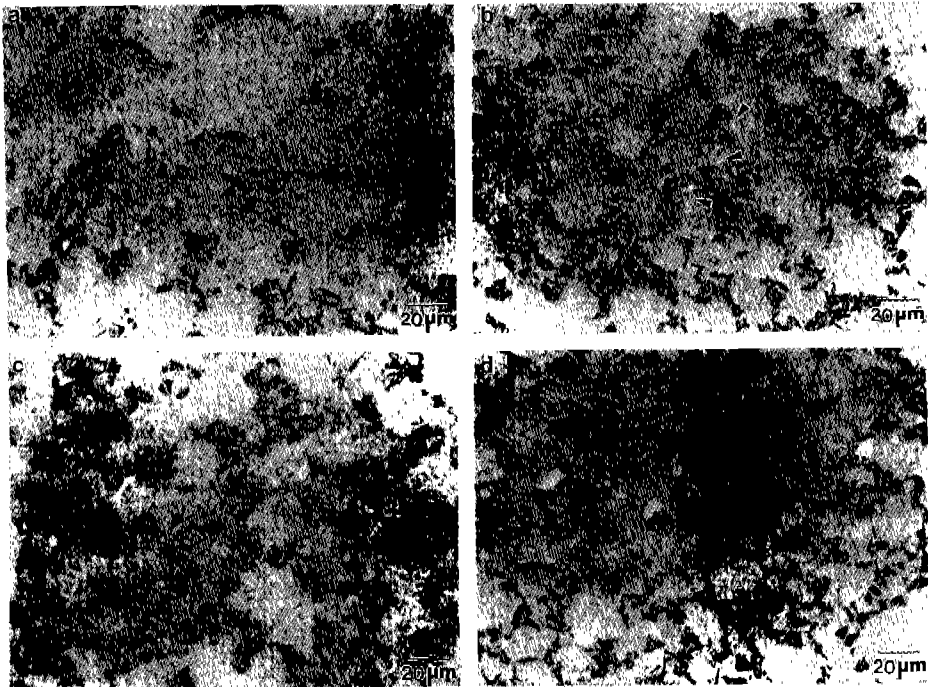


Fig. 7. Optical micrographs of the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composite billets consolidated at (a) 560°C, (b) 580°C, (c) 600°C, and (d) 620°C under the pressure of 50 MPa, showing manganese-containing intermetallic particles (arrows).

지만, 이 응집체는 비교적 낮은 응집강도를 가지므로 2 시간 정도 혼합을 계속하면 Al 분말과의 충돌로 인해 그 크기가 점차 작아져서 균일하게 분산된 혼합체를 얻을 수 있다.

그림 6(a)-(b)는 560°C와 620°C의 성형온도에서 50 MPa의 압력으로 압축성형한 2009 Al 복합재료 빌레트의 광학현미경 조직이다. 전반적으로 SiC 입자의 분포는 균일하며, 미세적으로는 큰 분말입자 주위를 강화입자들이 둘러싸는 형태를 나타낸다. 또한 잔류 기공은 거의 발견되지 않으며, 이론밀도에 가까운 조밀화를 보인다. 그러나 상당량의 액상(약 35%)을 포함하고 있는 620°C에서 제조된 빌레트에서는 그림 6(b)의 화살표로 나타낸 바와 같이 SiC 강화입자가 존재하지 않는 영역이 길게 형성되기도 하는데, 이는 액상량이 너무 많아 액상의 유동이 일어나거나 액상의 재응고시 입자가 밀려나는 현상 때문이다. 이와 같은 영역의 형성은 후속 소성가공 후에도 결함 요인으로 남을 것이므로 빌레트의 제조단계에서 가능한 제거하는 것이 좋다.

그림 7(a)-(d)는 각각 560°C, 580°C, 600°C, 620°C에서 압축성형한 2124 Al 복합재료 빌레트의 광학현미경 조직이다. 빌레트의 미세조직은 그림 6(a)-(b)의 2009 Al 복합재료 빌레트와 거의 비슷하나, 흰색의 조대한 입자들이 SiC 입자와 인접하여 발견된다. 이 입자들을 EDS로 분석하여 보면(그림 8(a)), 다량의 Mn을 포함하고 있어 Christman 등<sup>9)</sup>이 TEM 분석으로 관찰하였던 Al<sub>20</sub>Mn<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>로 생각된다. Mn 함유 입자들의 부피분율을 측정하여 그림 8(b)에 나타내었으며, 압축성형온도에 따라 입자의 크기와 부피분율이 증가하는 경향을 보인다.

그림 9(a)-(d)는 각각 560°C, 580°C, 600°C, 620°C에서 성형한 빌레트를 450°C에서 압출한 2009 Al 복합재료에 대한 광학현미경 조직이다. 압출 전 빌레트에서 비교적 균일하게 분포하고 있던 SiC 강화입자들은 압출한 후 압출방향으로 배열된다. 560°C에서 성형한 빌레트(그림 6(a))를 압출할 경우 그림 9(a)에서 보듯이 SiC 입자가 존재하지 않는 영역이 거의 존재하지 않고 전반적으로 균일하게 분포된 SiC 입자들을 관찰할 수 있다. 그러나 그림 6(b)에서 관찰되었던 SiC 강화입자가 없는 영역은 압출 후에도 길게 연신된 형태로 남아 있으며(그림 9(d)), 압출된 복합재료에서 이 영역은 높은 온도에서 성형할수록 커

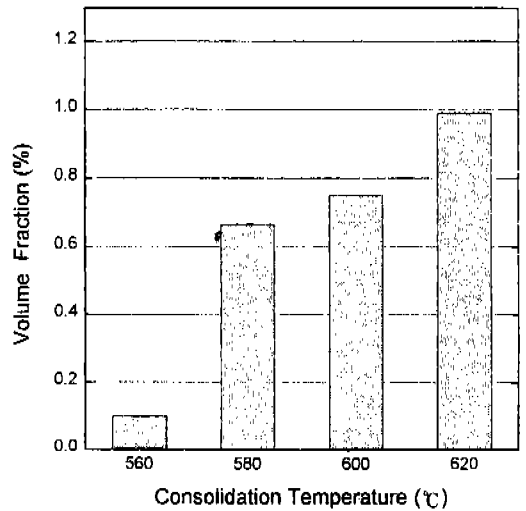


Fig. 8. (a) EDS spectra and (b) plot of volume fraction vs consolidation temperature of manganese-containing intermetallic particles indicated by arrows in Fig. 7(d).

지는 경향을 보인다. 이는 빌레트 성형시 이미 형성된 SiC 입자가 존재하지 않는 영역은 압출과 같은 심한 소성변형으로도 제거되지 않는다는 것을 의미한다. 또한 그림 10(a)-(b)의 높은 비율의 광학현미경 사진에서 보듯이 높은 온도에서 성형한 빌레트의 압출재에서 Al 합금기지의 결정립 크기는 낮은 온도에서 성형한 빌레트의 압출재의 경우에 비해 상당히 조대한 것을 알 수 있다. 2124 Al 복합재료 압출재의 미세조직도 2009 Al 복합재료 압출재의 미세조직과 같은 경향을 나타내며, 복합재료 빌레트의 조직에서 존재하였던 Mn 함유입자들은 압출 후에도 그대로 존재한다.

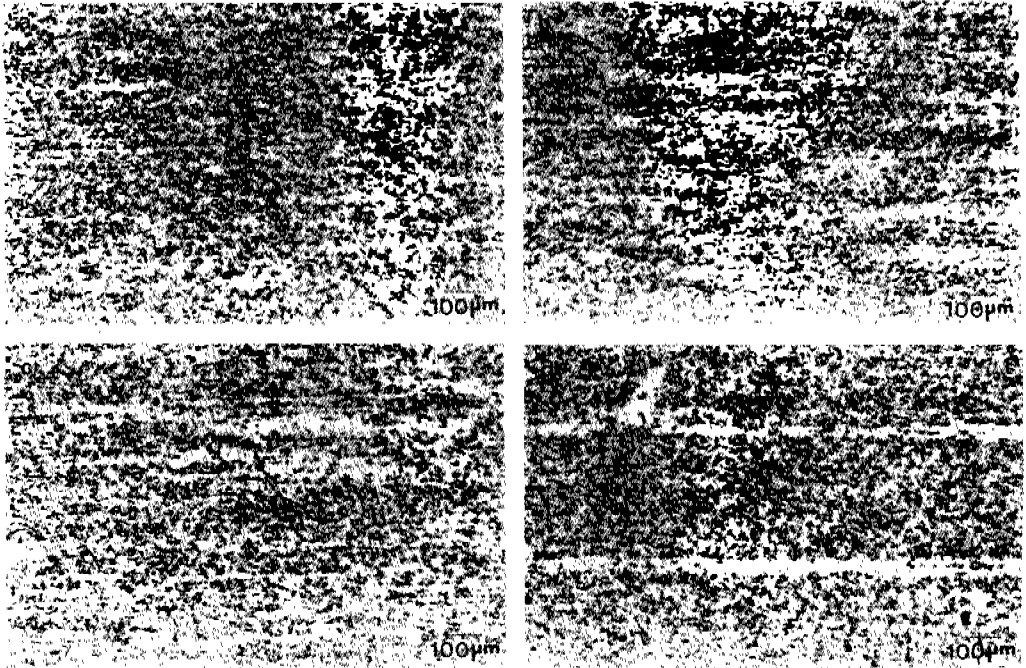


Fig. 9. Optical micrographs of the longitudinal cross sections of the 2009 Al-SiC<sub>p</sub> composites consolidated at (a) 560°C, (b) 580°C, (c) 600°C, and (d) 620°C, and then extruded at 450°C.

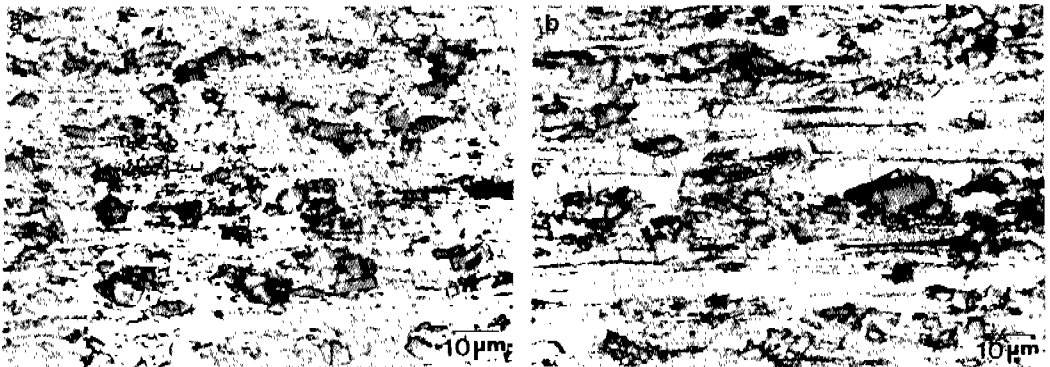


Fig. 10. Optical micrographs of the longitudinal cross sections of the 2009 Al-SiC<sub>p</sub> composites consolidated at (a) 560°C and (b) 620°C, and then extruded at 450°C, showing finer grain microstructure in (a).

### 3.2. 기계적 성질

15 vol.%의 SiC<sub>p</sub>가 첨가된 2009와 2124 Al 복합재료 압출재를 T6 조건으로 열처리한 후 인장시험한 결과를 그림 11(a)-(b)에 나타내었다. 두 복합재료 모두 성형온도가 높아질수록 인장 및 항복강도는 감소하고, 연신율은 약간 증가하는 경향을 보인다. 이와 같은 결과로부터 낮은 성형온도에서는 SiC 강화입자의 분포가 좋아지고, 이에 따라 연신율의 큰 감소 없

이 높은 강도를 얻을 수 있음을 알 수 있다. 이것은 그림 9(a)-(d)에서 보듯이 성형온도가 높아질수록 미세조직의 균일화 효과가 감소하는 것과 잘 일치한다. 또한 2124 Al 복합재료의 인장강도와 항복강도는 2009 Al 합금보다 높으며, 특히 항복강도는 450~500 MPa 정도로서 2009 Al 복합재료에 비해 20~30% 정도 높다. 이러한 강도 증가의 영향으로 2124 Al 복합재료에서 연신율은 약간 낮은 경향을 나타낸

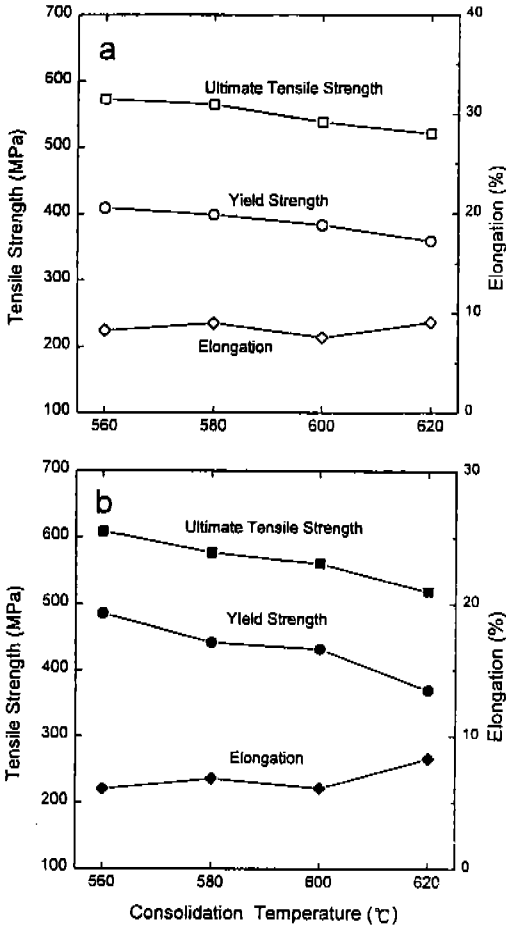


Fig. 11. Tensile strength, yield strength, and elongation vs consolidation temperature of (a) the 2009 and (b) the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composites.

다. 따라서 복합재료의 기지합금의 물성이 복합재료의 기계적 성질에 큰 영향을 미치는 것을 알 수 있는데, 이를 확인하기 위하여 SiC 입자가 존재하지 않는 영역, 즉 기지합금만의 영역에 대한 미세경도를 측정하여 그림 12에 나타내었다. 성형온도가 높아질수록 기지금속의 경도가 급격히 감소하며, 이는 그림 10(a)-(b)에서 보듯이 성형온도의 증가에 따라 기지합금의 결정립 크기가 커지기 때문이다. 또한 2124 Al 합금의 미세경도가 2009 Al 합금의 미세경도보다 높게 나타나며, 이로부터 2124 Al 복합재료의 강도가 2009 Al 복합재료보다 높아지는 것을 알 수 있다.

그림 13(a)-(b)는 560°C와 620°C에서 성형된 2009 Al 복합재료 인장시편의 파면을 보여 준다. 모든 복합재료의 주된 파괴형태는 연성파괴이며, 덤플내에는

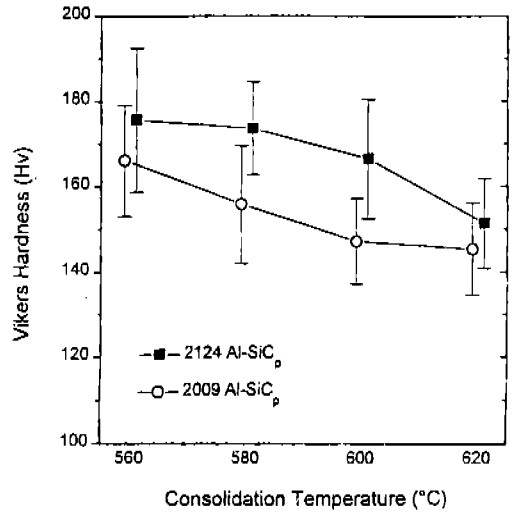


Fig. 12. Vickers hardness of the matrix vs consolidation temperature of the 2009 and the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composites. Hardness was measured in the SiC-particulate-depleted regions of the composites.

벽개형태로 파괴된 채로 SiC 강화입자들이 관찰된다. 이 파면들을 자세히 조사해 보면, 성형온도가 높아질수록 덤플내의 벽개형태로 파괴된 SiC 강화입자의 수가 감소하는 경향을 볼 수 있다(그림 13(c)-(d)).

2009 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료 압출재의 기계적 성질을 평가한 결과 최적의 압축성형온도는 강도와 연성의 최적 조화를 얻을 수 있는 560°C이었으며, 이 경우 얻어지는 인장강도는 약 575 MPa, 항복강도 약 410 MPa, 연신률 약 8%로서 최근 Advanced Composite Materials Corp.(ACMC)에서 분말야금법으로 제조한 2009 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 인장성질과 거의 비슷하다. 표 1과 표 2에 ACMC로부터 입수한 2009 Al-SiC<sub>p</sub>와 2009 Al-SiC<sub>w</sub> 복합재료의 조성구분과 인장시험한 결과를 본 연구에서 제조한 2009와 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료와 비교하여 나타내었다. 표 2에 나타내었듯이 ACMC 복합재료의 인장강도는 600 MPa, 항복강도는 350 MPa, 연신률은 5.5%로서 직접 제조한 복합재료에 비하여 인장강도는 약간 높으나 항복강도와 연신률은 낮으므로<sup>10)</sup> 두 복합재료의 기계적 성질은 거의 비슷하다고 할 수 있다. 또한 SiC 휘스커로 강화하여 제조된 복합재료의 기계적 성질과 비교해 보면, 휘스커 강화 복합재료의 인장강도는 약간 증가하나, 연신률은 3.9%로서 크게 감소하므로 연신률과 파괴인성을 포함한 전체적인 기계적 성질은 보다 쉬운 재



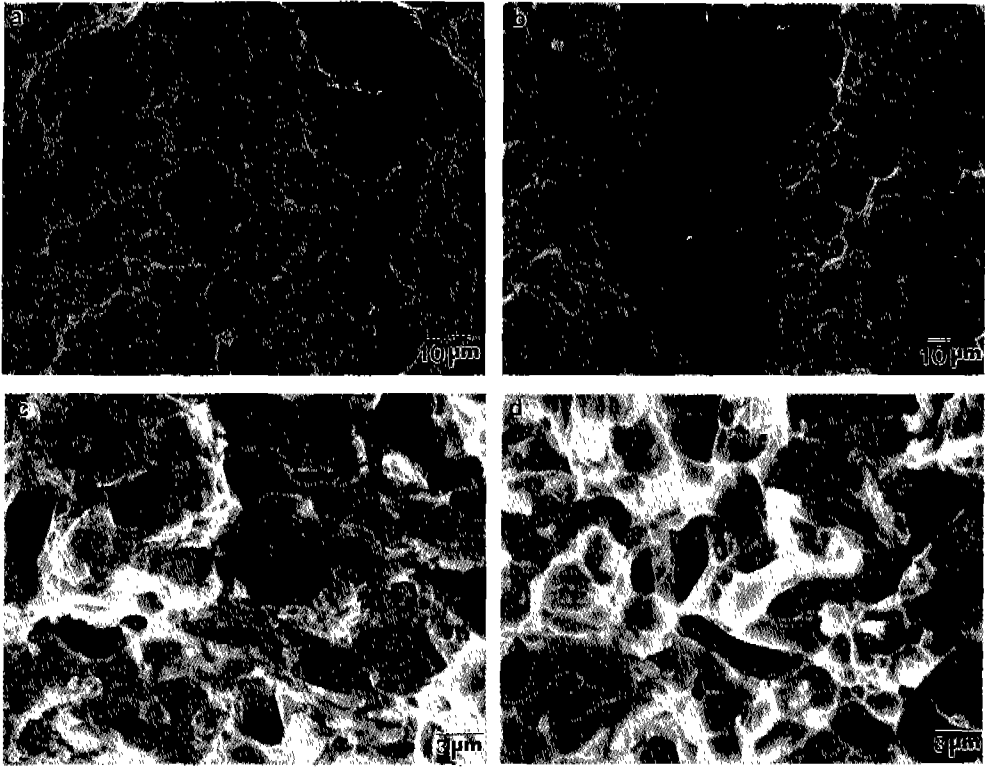


Fig. 13. SEM fractographs of fractured tensile specimens of the 2009 Al-SiC<sub>p</sub> composites consolidated at (a) 560°C and (b) 620°C. (c) and (d) are higher magnification SEM fractographs of (a) and (b), respectively.

Table 2. Room temperature tensile results of the 2009 Al-15 vol.% SiC<sub>p</sub> composites processed in the present work and in ACMC\*

Composite	Ultimate Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
2009 Al-SiC <sub>p</sub>	573	408	8.1
2124 Al-SiC <sub>p</sub>	609	485	6.0
2009 Al-SiC <sub>p</sub> *	600	350	5.5
2009 Al-SiC <sub>w</sub>	605	456	3.9

\*ACMC; Advanced Composite Materials Corp.

조공정을 사용한 입자강화 복합재료에 비해 저하되었다고 할 수 있다. 그러나 본 연구에서 제조한 빌레트의 직경은 32 mm 정도로서 ACMC에서 제조한 빌레트 직경 약 300 mm에 비하여 훨씬 작으므로 기계적 성질을 그대로 비교하는 것은 문제가 있다. 이는 빌레트를 크게 제조하기 위하여는 대형의 장비들이 필요하고, 소형 빌레트 제조시와는 또 다른 많은 제조 공정상의 문제점들이 생길 수 있기 때문이다. 또한

560°C에서 성형한 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료 압출재의 기계적 성질은 ACMC Al-SiC<sub>p</sub>나 Al-SiC<sub>w</sub> 복합재료보다 인장강도, 항복강도, 연신을 모두 우수하며, 2009 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료에 비해서도 연신율만 낮을 뿐 강도는 높다. 특히 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 항복강도는 다른 복합재료에 비해 상당히 높으며, 표 2에서 보듯이 모든 인장성질을 고려해 볼 때, 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 기계적 성질이 가장 우수한 것을 알 수 있다.

### 3.3. In Situ 파괴과정

그림 14(a)-(d)는 620°C에서 성형된 2124 Al 복합재료의 CT 시편이 하중을 받아 변형 및 파괴가 일어나는 과정을 순차적으로 보여 주는 SEM 사진들이다. 방전가공에 의한 노치삽입 및 연마과정에서 이미 노치선단부에 날카로운 초기균열이 하중을 가하기 이전에 이미 형성되어 있다. 그림 14(a)는 응력확대계수 (stress intensity factor) 16.2 MPa  $\sqrt{\text{mm}}$  로 하중이 약간 가해진 상태에서의 SEM 사진이며, 균열방향과 수직

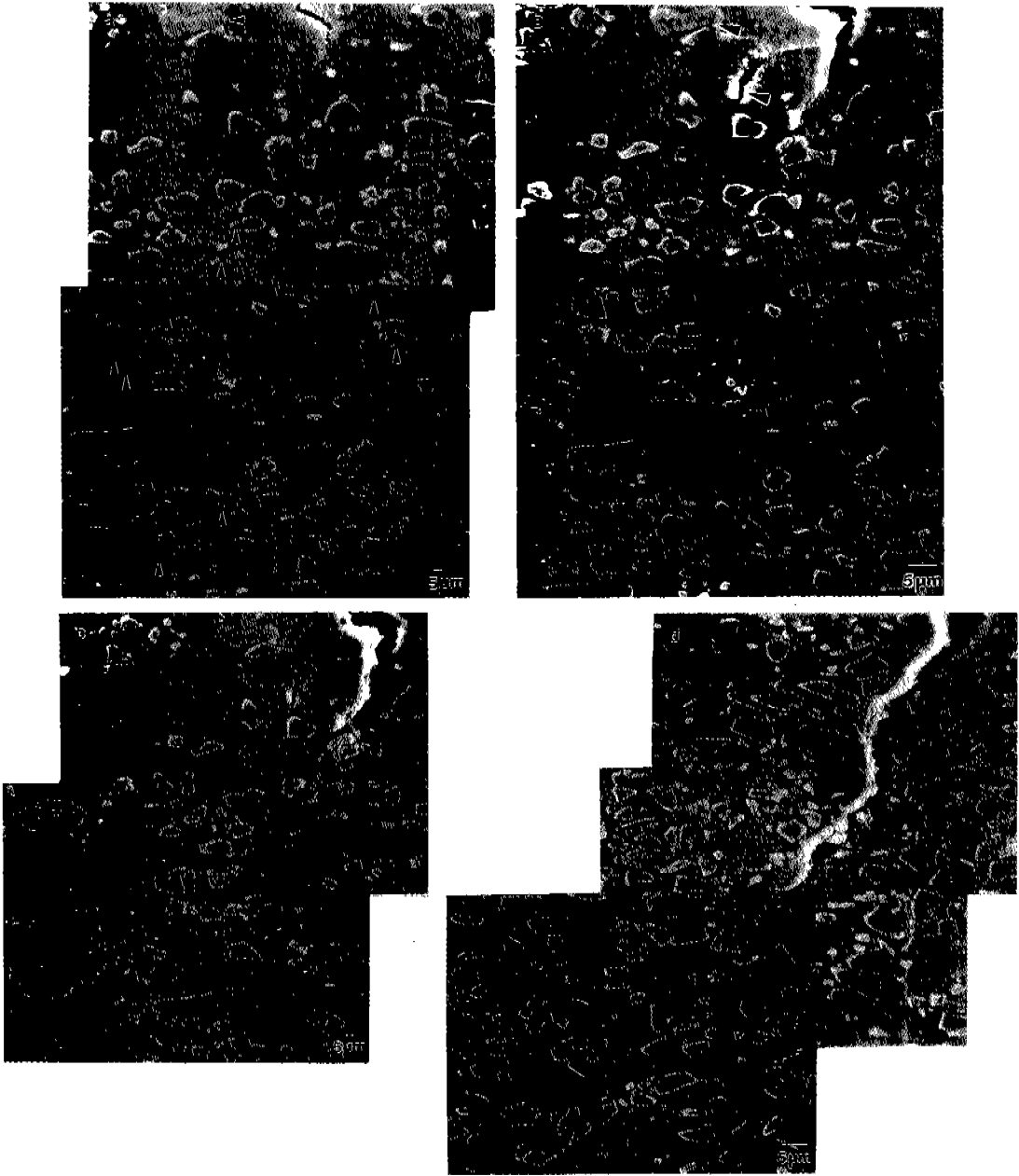


Fig. 14. A series of SEM micrographs near a crack tip of the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composites consolidated at 620°C, showing (a) basic SEM microstructure composed of manganese-containing particles and SiC particulates ( $K_I=16.2 \text{ MPa} \sqrt{m}$ ), (b) shear band formation and microcrack initiation at manganese-containing particles (arrows) and SiC particulates under relatively low stress intensity factor ( $K_I=23.5 \text{ MPa} \sqrt{m}$ ), (c)-(d) crack propagation along the shear bands and the microcracks ( $K_I=24.8 \text{ MPa} \sqrt{m}$ ).

하게 압출방향으로 배열되어 있는 SiC 강화입자들과 Mn 함유 입자들(화살표)을 관찰할 수 있다. 하중이 더 가해지면(응력확대계수=23.5  $\text{MPa} \sqrt{m}$ ), 초기균열

은 벌어지며, 균열선단부에 응력이 집중됨에 따라 화살표로 나타내었듯이 전단밴드가 형성되고, 이 전단 밴드내 또는 균열선단부근에서 취약한 Mn 함유 입자

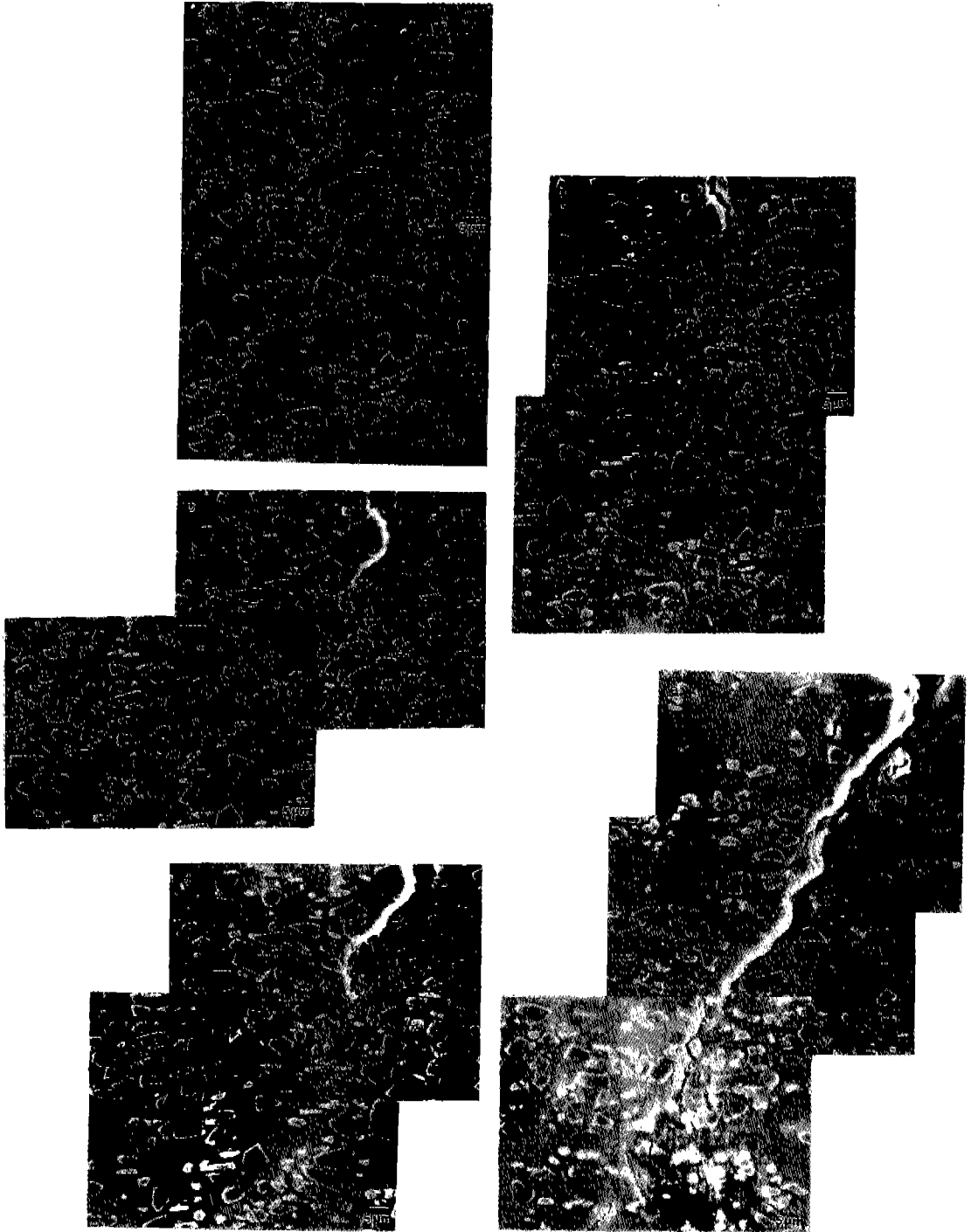


Fig. 15. A series of SEM micrographs near a crack tip of the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composites consolidated at 560°C, showing (a) basic SEM microstructure composed of few manganese-containing particles and SiC particulates ( $K_I=0 \text{ MPa} \sqrt{m}$ ), (b) blunting of the initial crack and shear band formation ( $K_I=22.6 \text{ MPa} \sqrt{m}$ ), (c)-(d) crack propagation along the shear bands and microcrack initiation at SiC particulates located in or near the shear bands ( $K_I=23.0 \text{ MPa} \sqrt{m}$ ), (e) final propagation path of the main crack.

(화살표)와 SiC 입자들은 파괴되어 여기에서 미세균열들이 형성된다(그림 14(b)). 다음 단계에서는(응력 확대계수=24.6 MPa  $\sqrt{m}$ ) 전단밴드가 발달하면서 깊어지고, 이 전단밴드를 따라 초기균열이 전파된다(그림 14(c)). 이 경우 전단밴드내 또는 전단밴드의 진행 방향에 위치한 SiC 입자와 Mn 함유 입자들은 파괴되어 미세균열들을 형성한다. 최종적으로는 초기균열은 전단밴드와 미세균열들을 따라 전파되면서 파괴가 일어나며, 전파하는 균열의 선단부에는 많은 전단밴드들과 미세균열들이 다시 생성된다(그림 14(d)).

그림 15(a)-(e)는 560°C에서 성형된 2124 Al 복합재료가 미세적으로 파괴되는 과정을 보여 준다. 이 복합재료의 미세조직에는 그림 15(a)와 같이 Mn 함유 화합물 입자들의 양이 크게 감소한다. 따라서 이 복합재료에서는 Mn 함유 입자들의 파괴에 의한 미세균열의 형성가능성이 크게 감소하기 때문에 620°C에서 성형된 2124 Al 복합재료와는 달리 주로 균열의 벌어짐과 전단밴드의 형성(그림 15(b), 응력확대계수=22.6 MPa  $\sqrt{m}$ ), 그리고 이 밴드내 또는 부근에서의 SiC 입자들에서의 미세균열의 형성(그림 15(c)-(d))에 의해 파괴가 진행된다. 그림 15(e)는 초기균열이 전파되는 형상을 보여 주는 사진으로 620°C에서 성형된 2124 Al 복합재료의 경우(그림 14(d))와 거의 비슷한 경향을 보이는 것을 알 수 있다.

### 3.4. 겉보기 파괴인성

그림 14~15에서 *in situ* SEM 파괴시험으로 미세 파괴과정을 관찰함과 동시에 제 2장에서 서술한 실험방법을 사용하여 겉보기 파괴인성을 측정하였다. 이 경우 그림 2(b)에서 보듯이 얇고 피로균열 대신 방전가공된 노치에서 형성된 날카로운 균열이 있는 CT 시편을 파괴인성 측정에 사용하므로 평면변형 파괴인성을 구할 수는 없다. 그러나 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료와 같이 전반적으로 취약한 재료에 대해서는 평면변형 조건이나 평면응력조건에서 측정한 파괴인성값의 차이가 작고<sup>11)</sup>, 날카로운 균열을 삽입한 시편을 사용하여 구한 파괴인성값은 피로균열을 삽입한 시편에 의한 파괴인성값과 거의 비슷하기 때문에<sup>12)</sup> 어느 정도 신뢰성 있게 파괴인성을 상대적으로 평가할 수 있다. 그림 16에 *in situ* SEM 파괴시험으로 구한 겉보기 파괴인성값을 나타내었다. 겉보기 파괴인성은 2009 Al 복합재료가 2124 Al 복합재료보다 높은 값

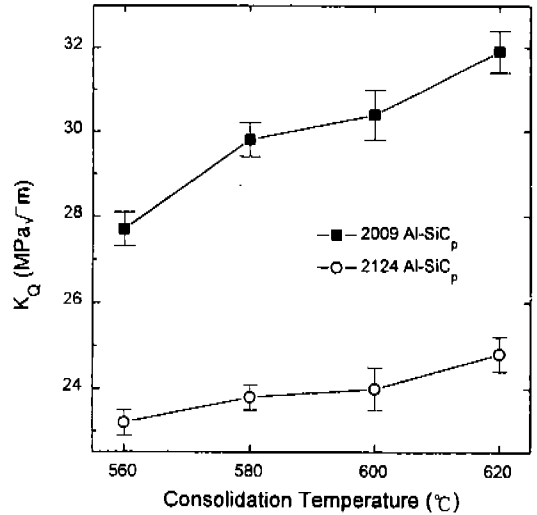


Fig. 16. Apparent fracture toughness vs consolidation temperature of the 2009 and the 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composites. Toughnesses were measured in the thin compact tension (CT) type specimen as shown in Fig. 4(b).

을 나타낸다. 또한 성형온도가 증가할수록 두 복합재료 모두 증가하나, 2009 Al 복합재료의 경우가 2124 Al 복합재료의 경우보다 그 증가하는 경향이 크다.

## 4. 고 찰

2XXX Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 폭 넓은 응용에 필요한 기계적 성질의 향상을 이루기 위해서는 복합재료의 제조공정, 미세조직, 그리고 기계적 성질을 서로 연관시켜 분석하는 것이 필수적이다. 2009와 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 인장시험결과를 보면, 성형온도가 증가함에 따라 연신율의 변화는 약간 증가하나, 인장강도는 상당히 감소하며, 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 강도는 2009 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료보다 높은 것을 알 수 있다. 이와 같은 기계적 성질을 좌우하는 중요한 미세조직학적 인자들로 1) SiC 입자의 분포, 2) 기지합금의 조성 및 물성, 3) 제조과정 중에 형성된 조대한 2차상 입자, 4) SiC 입자와 기지간의 계면 성질 등을 들 수 있다.

우선 SiC 강화입자의 분포는 그림 9(a)-(d)에서 보듯이 성형온도가 높아질수록, 즉 성형시의 액상량이 증가할수록, 불균일해지는 경향을 보인다. 이는 액상을 상당량 포함하는 620°C에서 제조된 복합재료에서

는 액상의 유동이 일어나고, 강화입자들은 액상에서 밀려나게 되어 강화입자가 존재하지 않는 영역이 길게 형성되기 때문이다. 이와 같이 강화입자가 불균일하게 분포하게 되면, 외부에서 하중이 가해질 경우 강화재가 효과적으로 하중을 감당할 수 없게 되어 강도가 전반적으로 감소된다.

일반적으로 입자강화 복합재료의 인장성질은 SiC 입자가 대부분의 하중을 담당하기는 하지만, 기지금속의 물성에도 큰 영향을 받는다.<sup>13,14)</sup> 그림 10(a)-(b)에서 보듯이 복합재료 압출재의 기지합금의 결정립은 높은 온도에서 성형된 경우가 조대해진 것을 알 수 있다. 620°C와 같이 알루미늄 합금의 용융점 부근의 높은 온도에서 성형하면 기지금속의 결정립은 급격히 성장하며, 이에 따라 압출 후에도 조대해진 결정립은 연신될 뿐 조대한 결정립 상태를 유지하게 된다. 이러한 영향으로 기지금속의 경도도 낮은 온도에서 성형할수록 높게 나타나며, 복합재료 전체의 인장 강도에도 영향을 미치게 된다.

기지합금의 조성도 기지합금의 물성 및 복합재료 압출재의 기계적 성질에 큰 영향을 미친다. 그림 11과 표 2에서 보듯이 2124 Al 복합재료의 강도, 특히 항복강도는 2009 Al 복합재료에 비해 약 20% 높게 나타난다. 이러한 강도 증가의 원인으로 우선 2009 및 2124 Al 기지합금에서 합금조성에 의한 분산상 형성 등의 미세조직학적인 차이를 고려하여야 한다. 2XXX 계열 Al 합금의 주요 강화기구는 S' 석출상에 의한 석출강화이나, 이 외에도 합금원소 Mn, Fe 등의 첨가에 의해 형성되는 미세한 분산상 (dispersoid)들은 열간압출이나 열간압연과 같은 가공 열처리(thermo-mechanical process) 중 결정립의 성장을 억제하는 역할과 함께 Orowan형의 강화효과를 부가적으로 제공한다.<sup>15)</sup> 합금원소 Mn 및 Fe의 존재 유무가 S' 석출 거동에 영향을 주지 않는다면, 강화되지 않은 2124 Al과 2009 Al 기지합금의 물성은 분산상의 존재 유무 및 그 양에 따른 차이를 보일 것이다. 따라서 Mn이 제거된 2009 Al 복합재료의 경우 2124 Al 복합재료에 비해 항복강도가 크게 저하한 것은 기지내 미세분산상들의 양이 크게 감소하고, 이로 인해 Orowan형 강화효과가 감소하였기 때문이다. 그림 17은 2124 Al 복합재료의 기지합금의 TEM 사진으로, S' 석출상들과 함께 Mn이나 Fe가 함유된 미세한 분산상들을 보여 준다. 이와 같은 미세분산상들의 존

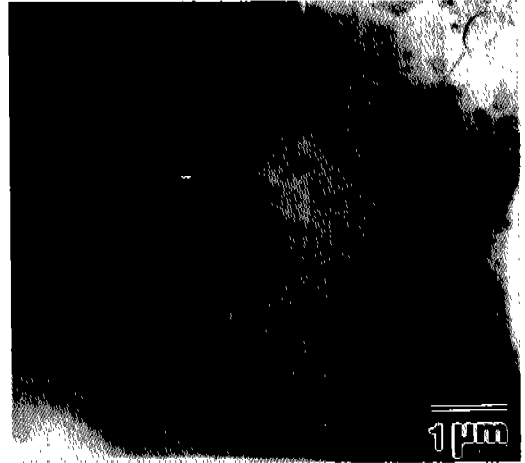
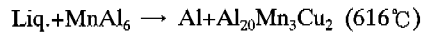
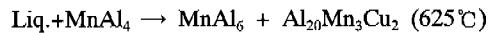
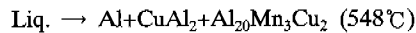


Fig. 17. TEM micrograph of a 2124 Al-SiC<sub>p</sub> composite, showing S' and dispersoids containing Mn or Fe.

재로 인해 2124 Al 기지합금의 경도가 증가하고, 2124 Al 합금을 기지로 사용한 복합재료의 항복강도도 2009 Al 복합재료보다 높아지게 된다.

그러나 2124 Al 복합재료에서는 빌레트 압축성형 시 그림 7(a)-(d)에서와 같이 조대한 Mn을 함유한 금속간화합물이 생성된다. 이 입자들은 성형온도가 높아질수록 생성량도 증가하고 조대해지며, 취약하여 복합재료의 파괴특성을 저하시킬 수 있으므로 가능한 한 제거하여야 한다. 조대한 Mn 함유 입자들의 분포양상은 상당히 특이한데, 이는 복합재료의 분말야금 제조공정과 밀접한 관계가 있기 때문이다. 액상이 어느 정도 포함된 온도에서 압축성형되면, 이 부근의 성형온도에서는 액상과 고상을 포함하는 다음과 같은 3원계 불변반응(invariant reaction)<sup>16)</sup>



을 통해 기지금속의 액상/고상 경계에서 조대한 Mn<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>Al<sub>20</sub> 입자들이 형성된다. 2124 Al 조성에 포함되어 있는 Mn은 상기 준고상(semi-solid) 공정에서는 액상내의 빠른 확산 속도와 Al내의 낮은 고용도로 인해 쉽게 조대한 금속간화합물 입자로 성장할 수 있고, 후속 압출과정 후에도 그대로 존재하며, 그들의 분포는 주로 최종적으로 강화입자 rich region과 강화입자 depleted region이 되는 액상과 고상의 경계영역에 밀집되어 나타나게 된다.<sup>17)</sup> 본 실험에서 제조된

2124 Al 복합재료의 경우 620°C에서 제조된 것은 Mn 함유 금속간화합물이 상당량 (약 1 vol.%) 발견되었으나, 성형온도가 감소할수록 그 양이 감소하여 560°C의 성형온도에서는 거의 발견되지 않는다(약 0.1 vol.%). 따라서 2XXX Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 기계적 성질을 향상시키기 위하여는 Mn과 같은 합금원소의 양을 대폭 감소시킨 2009 Al과 같은 기지합금을 사용하는 것보다는 Mn이 어느 정도 기지합금내에 존재함으로써 많은 미세분산상을 형성시키는 2124 Al 기지합금을 사용하는 것이 유리하다. 단, 2124 Al 기지합금을 사용할 경우에는 조대한 Mn 함유 화합물 입자를 생성시키지 않으면서 충분히 조밀한 빌레트를 얻을 수 있는 압축성형온도 범위내에서 가능한 한 낮은 압축성형온도에서 제조하여야 한다.

또한 강화입자와 기지금속 계면의 결합력은 복합재료의 기계적 성질에 영향을 미친다. 일반적으로

SiC 강화입자는 비교적 불규칙한 표면을 가지고 있고, 분말야금공정시 계면에는 반응생성물이 별로 생성되지 않아 전반적인 계면 성질은 주조공정 등과 같은 다른 복합재료공정에 비해 우수하다고 알려져 있다.<sup>1,3)</sup> 이러한 계면 결합력은 직접적으로 측정하기 매우 어렵기 때문에 본 연구에서는 파단된 인장시편을 파면에 수직하게 절단하여 파면 아래부분의 영역을 관찰하여 복합재료의 계면 결합력을 간접적으로 비교하였다. 560°C에서 성형된 2009 Al 복합재료시편의 경우 대부분의 파괴는 강화입자 자체에서 일어나(그림 18(a)), 620°C에서 성형된 복합재료시편에서는 강화입자의 파괴외에 강화입자/기지금속 계면에서의 분리에 의한 미세공동(microvoid)도 많이 생성된다(그림 18(b)). 이는 560°C 성형의 경우가 계면 결합력이 커서 미세공동이 쉽게 생성되지 않고, 높은 하중에도 견디다가 강화입자의 파괴강도를 넘게 되면 강화입자 자체에서 파괴가 일어난 것으로 생각된다. 이 현상을 정량적으로 분석하기 위하여 파면아래 영역에서 파괴가 일어난 강화입자의 갯수를 측정하여 그림 19에 나타내었다. 파괴된 강화입자의 수는 성형온도 560°C에서 600°C까지 거의 유지되다가 620°C에서 급격하게 감소하는데, 이는 620°C의 경우 강화입자/기지금속의 계면 결합력이 크게 감소하는

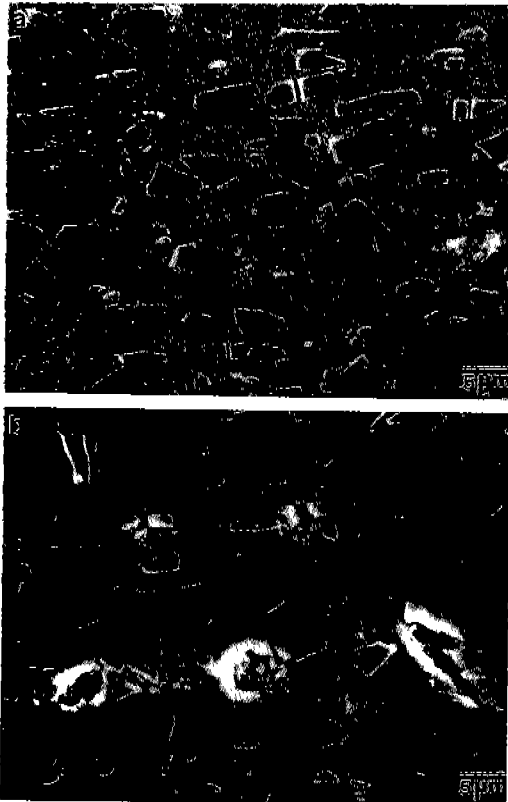


Fig. 18. SEM micrographs of the microstructure beneath the fracture surface of tensile specimens of 2009 Al-SiC<sub>p</sub> composites consolidated at (a) 560°C and (b) 620°C. Tensile axis is horizontal for the micrographs.

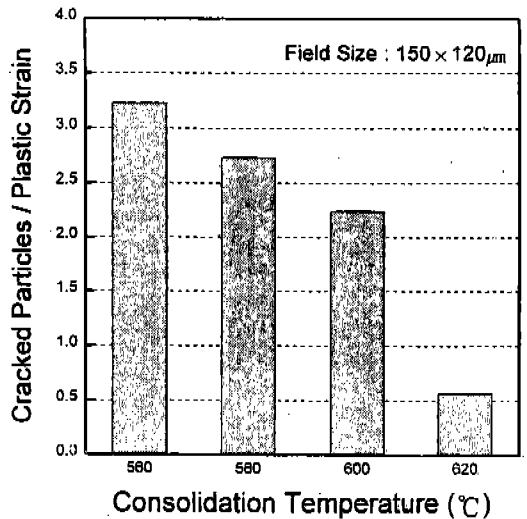


Fig. 19. Number of the cracked SiC particulates per unit area vs consolidation temperature of the 2009 Al-SiC<sub>p</sub> composites. Cracked particulates were counted on the area beneath the fracture surface of tensile specimens.

것을 의미하며, 이로 인해 강도가 감소하는 것을 알 수 있다.

2124 Al 복합재료시편의 경우에서도 파괴형태는 2009 Al 복합재료의 경우와 거의 비슷하나, Mn 함유 화합물 입자들이 추가적으로 존재하기 때문에 이들의 파괴가 복합재료 파괴의 진행에 추가적인 요인을 제공한다. Mn 함유 화합물입자는 비교적 조대하여 SiC 강화입자와 비슷한 크기를 가지며, 내부에 stacking fault 등 결함의 존재로 인해<sup>5)</sup> 취약하므로 낮은 하중 하에서도 쉽게 파괴가 일어나게 된다. 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 미세파괴시험 결과(그림 14와 15)에 따르면 낮은 초기하중 하에서 Mn 함유 화합물 입자들이 많이 파괴되어 이들이 취약하다는 것을 알 수 있다. 따라서 동일한 조건으로 제조된 두 복합재료의 SiC 입자의 분포 양상이 비슷하다면, Mn 함유 금속간화합물이 없는 2009 Al 복합재료에서 균열생성 장소들의 수가 적어 2124 Al 복합재료보다 높은 파괴인성값을 가지게 된다. 결국 조대한 Mn 함유 입자는 주요 파괴시작 장소로 작용하는 미세조직 인자의 하나로 밝혀졌기 때문에 2124 Al 복합재료에 대한 2009 Al 복합재료의 파괴인성의 향상은 조대한 Mn 함유 입자의 제거가 큰 영향을 미친 결과임을 알 수 있다. 그러나 그림 16의 2124 Al 복합재료의 결보기 파괴인성 결과를 보면, 성형온도가 증가할수록 파괴인성값이 증가하는데, 이는 위에서 설명한 성형온도 증가에 의한 Mn 함유 입자들의 증가에 따른 파괴인성의 감소효과와 상반되는 것이다. 이 경우에는 성형온도가 증가함으로써 Mn 함유 입자들의 양이 증가하여 파괴인성의 저하 효과가 있는 동시에 그림 11(b)에서와 같이 강도가 감소하고 연신율이 증가하여 파괴인성을 향상시키는 효과가 작용하는 competing mechanism이 적용되는 것으로 생각된다. 따라서 2124 Al 복합재료에서는 성형온도의 증가에 따른 파괴인성의 저하효과보다는 향상효과가 더 커서 약간이나마 증가되는 경향을 보이게 된다. 이와 달리 2009 Al 복합재료에서는 성형온도의 증가에 따른 파괴인성의 저하효과가 없기 때문에 연신율의 증가 경향이 그대로 파괴인성의 증가 경향과 그대로 연결되며, 따라서 2124 Al 복합재료에서보다 파괴인성이 성형온도에 따라 크게 증가된다고 설명할 수 있다.

이상과 같이 2XXX Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 기계적 성질은 강화입자의 분포상태, 기지금속의 물성 및 조

성, 입자/기지 계면 결합력에 크게 영향을 받는 것을 알 수 있다. 특히 620℃와 같이 높은 온도에서 성형할 경우에는 액상의 유동에 의한 강화입자의 불균일한 분포, 기지금속 결정립의 조대화, 입자/기지 계면 결합력의 감소 등의 영향이 복합적으로 작용하여 강도가 감소하며, 2124 Al 복합재료의 경우에는 조대한 Mn 함유 입자들의 존재가 추가적으로 기계적 성질을 저하시킨다. 서론에서 서술한 바와 같이 SiC 휘스커로 강화된 2XXX Al 복합재료 제조의 문제점 해결을 위한 2009 Al 합금기지의 사용과 SiC 입자강화와 같은 방법은 복합재료의 성형온도를 낮출 수 있게 하며, 따라서 낮은 성형온도를 사용한 2XXX Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 제조에는 2009 Al 대신 2124 Al 기지합금을 사용하는 것이 보다 나은 기계적 성질을 나타내게 된다.

## 5. 결 론

1) Vacuum hot press에 의한 빌레트 성형시 560℃ ~ 620℃의 성형온도에서 50 MPa의 성형압을 가했을 때 잔류기공이 거의 없는 완전 조밀화된 빌레트를 얻을 수 있었으나, 높은 온도에서 성형시에는 액상의 유동으로 인해 SiC 강화입자가 존재하지 않는 depleted 영역이 관찰되었다. 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료 빌레트에는 다량의 조대한 Mn 함유 금속간화합물입자가 생성되었다.

2) 빌레트의 압출 시 강화입자들은 압출방향으로 배열되었으며, 그 분포는 비교적 균일하였다. 압축성형시 형성되었던 강화입자가 존재하지 않는 영역도 연신된 형태로 존재하였으며, 그 영역의 크기는 압축성형온도가 증가할수록 커지는 경향을 나타내었다.

3) Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 인장 및 항복강도는 성형온도가 높아질수록 감소하고, 연신율은 증가하였다. 이는 낮은 압축성형온도에서는 강화입자가 없는 영역이 거의 존재하지 않아 강화입자의 분포가 좋고, 미세한 결정립을 가진 치밀한 미세조직을 얻을 수 있어 전반적으로 우수한 기계적 성질을 나타내기 때문이다.

4) 낮은 성형온도를 사용하여 제조한 2124 Al 복합재료의 강도, 특히 항복강도는 2009 Al 복합재료에 비해 20% 정도 높고 연신율은 약간 감소하나, 전반적인 기계적 성질은 2124 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료가 2009 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료보다 우수하였다. 이는 Mn을 함유

한 2124 기지합금의 기지내에 미세분산상의 양이 증가하여 Orowan형 강화효과가 일어나고, 낮은 성형온도를 사용함으로써 조대한 Mn 함유 화합물 입자가 형성되지 않았기 때문이다.

5) 파면아래 변형된 영역을 관찰한 결과 낮은 온도에서 성형한 복합재료시편에서는 강화입자 자체에서 파괴가 일어나는 반면, 높은 온도에서 성형한 경우에는 강화입자/기지금속 계면의 분리에 의한 미세공동이 발견되었다. 이로부터 성형온도가 높을수록 계면 결합력은 감소하여 강도가 저하된다고 간접적으로 평가할 수 있었다.

## 참 고 문 헌

1. A. P. Divecha, S. G. Fishman and S. D. Karmarkar: *J. Metals*, **33**, Sep. (1981) 12.
2. S. V. Nair, J. K. Tien and R. C. Bates: *Intern. Metals Review*, **30** (1985) 275.
3. G. J. Mahon, J. M. Howe and A. K. Vasudevan: *Acta Metall.*, **38** (1990) 1503.
4. T. Christman, A. Needleman and S. Suresh: *Acta Metall.*, **37** (1989) 3029.
5. S. R. Nutt: in *Interfaces in Metal Matrix Composites*, A. K. Dhingra and A. G. Fishman, eds., TMS-AIME, Warrendale, PA (1986) 157.
6. A. L. Geiger and J. A. Walker: *J. Metals*, **43**(8) (1991) 8.
7. Y. G. Choi, Y.-H. Kim, D. Kwon, S. Lee: *J. Korean Met. & Mater.*, **31** (1993) 373.
8. S. Lee, K.-S. Sohn, I. Park and K. Cho: *Metals and Materials*, **1** (1995) 37.
9. T. Christman, and S. Suresh: *Acta Metall.*, **36** (1988) 1691.
10. S. Lee, T. H. Kim and D. Kwon: *Metall. Trans. A*, **25A** (1994) 2213.
11. S. Lee, K.-S. Sohn, C. G. Lee and B. I. Jung: *Metall. Mater. Trans. A* (1996) in press.
12. Y.-H. Kim, D. Kwon and S. Lee: *Acta Metall.*, **42** (1994) 1887.
13. D. L. McDanel: *Metall. Trans. A*, **16A** (1985) 1905.
14. W. A. Logsdon and P. K. Liaw: *Eng. Fract. Mech.*, **24** (1986) 737.
15. J. E. Hatch: *Aluminum; Properties and Physical Metallurgy*, ASM, Metals Park, OH (1984).
16. L. F. Mondolfo: *Aluminum Alloy; Structure and Properties*, Butterworth, London (1976) 505.
17. D. Kwon and S. Lee: *Scripta Metall.*, **30** (1994) 535.