

2XXX Al-SiC_w 복합재료의 분말야금 제조와 기계적 성질 향상 연구

신기삼 · 이성학 · 이명호* · 한경섭**

포항공과대학교 항공재료연구소

*자동차부품연구원

**포항공과대학교 기계공학과

Improvement of Mechanical Properties of P/M Processed 2XXX Al-SiC_w Composites

Keesam Shin, Sunghak Lee, Meungho Rhee* and Kyung Sup Han**

Center for Advanced Aerospace Materials, Pohang University of Science
and Technology, Pohang 790-784, Korea

*Korea Automotive Technology Institute, Chunan 333-910, Korea

**Department of Mechanical Engineering, Pohang University of Science
and Technology, Pohang 790-784, Korea

(Received September 4, 1995)

ABSTRACT The purpose of this study is to establish powder metallurgy (P/M) fabrication processes for high performance 2XXX Al composites reinforced with SiC whiskers. Rapidly solidified 2XXX Al powders produced by commercial atomization technique were mixed with SiC whiskers. The results of mixing processes indicated that fluidized zone mixing technique was considerably effective for the large scale production of the mixture of Al powders and whiskers. In order to consolidate these Al-SiC_w mixtures into Al-SiC_w composite billets, a vacuum hot press was set up, and hot processing variables were investigated. Using the hot pressing temperature of 620°C under the pressure of 50 MPa, good quality Al-SiC_w composite billets having relatively homogeneous microstructure and sound Al/SiC interfacial bonding were obtained. Composite billets were then extruded to bars having relatively homogeneous microstructures at the extrusion temperature of 450~500°C under the extrusion pressure of 700~1000 MPa. Mechanical properties of the extruded bars were found to be comparable with those of the composite processed by Advanced Composite Materials Corp. To improve mechanical properties of the composites, elimination of coarse intermetallic compounds, uniform distribution of reinforcements, and minimization of whisker breakage are suggested.

1. 서 론

SiC 휘스커로 보강된 알루미늄(Al-SiC_w) 복합재료는 비강도와 비탄성율이 매우 높아 경량/고강도 구조용 신소재로 많은 관심을 받아 왔다.^{1,7)} 더욱이 피로저항성, 크립 저항성이 뛰어나고, 기지금속에 비해 고온에서의 기계적 성질이 우수하기 때문에^{1,2)} 고온재료로서의 응용연구도 진행되고 있다. 이 Al-SiC_w 복합재료의 분말야금 제조공정은 기지 알루미늄

분말과 SiC 휘스커의 혼합공정, 탈가스(degassing) 공정, 빌레트(billet) 성형 공정 및 후속 소성 가공 공정으로 이루어진다.^{2,7)} 탈가스를 위해 혼합분말을 canning한 후 진공탈기하고 고온압축성형(hot pressing) 방법으로 빌레트를 제조하기도 하나, 최근에는 vacuum hot press(VHP)를 이용하여 canning 공정없이 VHP 챔버(chamber) 내에서 탈가스와 빌레트 성형을 연속적으로 수행하는 방법이 주로 사용되고 있다. 이 외에도 spray forming 공정과 같은

Table 1. Chemical composition of the 2009 Al-SiC_w composite matrices processed in the present work and in APMC^a (wt.%)

Composite	Cu	Mg	Mn	Fe	Al
POSTECH	3.83	2.07	0.002	0.11	bal.
APMC*	3.28	1.21	0.014	0.01	bal.

^aAPMC; advanced composite materials corp.

새로운 분말야금 기술을 Al-SiC_w 복합재료에 응용하기 위한 연구가 최근 진행되고 있지만, 현재로서는 VHP 공정이 경제적인 측면에서 유리하고, 대형화 및 상업화에 더욱 적합하다. 본 연구에서는 분말야금 제조방법을 사용하여 2XXX계 Al-SiC_w 복합재료를 제조하고, 그 제조공정을 확립하고자 하였으며, 복합재료의 기계적 성질 향상을 위한 합금조성, 공정 제어, 조직제어 등의 요건들을 제시하였다.

2. Al-SiC_w 복합재료의 분말야금 제조

2.1. Al 분말과 휘스커의 혼합

본 연구에 사용한 Al 합금분말은 창성(주)에서 가스분무법(gas atomization)으로 제조한 2009 Al 합금조성의 급냉응고 분말이었다. 표 1에 나타나 있는 2009 Al 분말의 조성은 2124 Al 합금에 비하여 Mn의 함량을 현저히 감소시킨 것으로 기지내에 이들 원소가 함유된 금속간화합물 입자의 형성을 최대한 억제할 수 있다. 분무방법으로 제조된 Al 분말에는 100 μm 이상의 매우 큰 분말들이 상당히 많이 존재하는데, 이와 같은 조대한 분말입자들은 주변 휘스커들의 고른 분산 혼합을 저해한다. 조대한 분말을 분리하기 위하여 -325 mesh로 약 20분간 체질하였다. 평균 분말입도는 약 21 μm로서 미세한 편이고, 체질에 의하여 조대입자가 효과적으로 제거되어 최대분말입도는 45 μm를 넘지 않는 비교적 균일한 분포의 분말을 얻을 수 있었다.

Al 분말과 휘스커를 혼합하기 위하여 fluidized zone 혼합기를 사용하였다. 이 유동혼합방식은 혼합용기내에서 빠르게 회전하는 두 개의 paddle에 의하여 분말과 휘스커를 혼합하는 방법으로 분말과 휘스커의 낙하거리가 공기분사방법에 비하여 짧고 공기중의 분산과 낙하가 빠른 속도로 반복되기 때문에 분말과 휘스커의 밀도 차이에 따른 분리 현상이

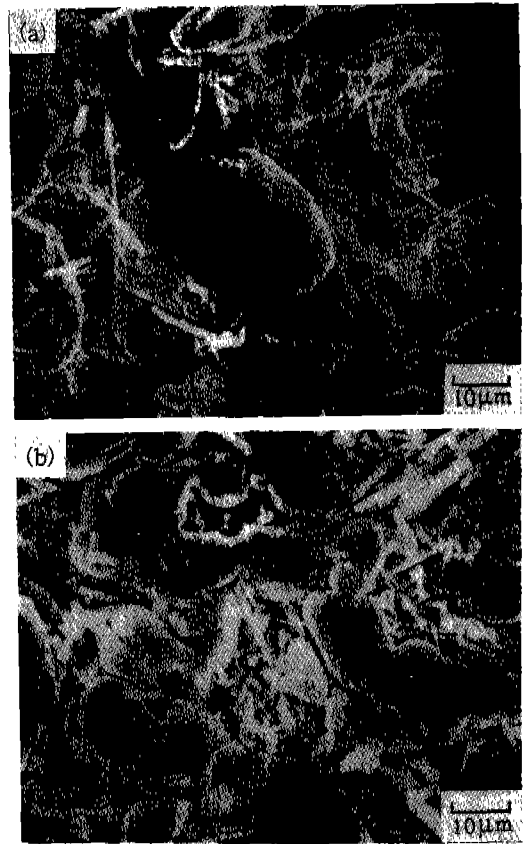


Fig. 1. SEM micrographs of the mixture of 2009 Al powders and whiskers processed using the fluidized zone mixer (a) 10 min and (c) 65 min.

적다는 장점을 갖는다. 휘스커는 Tateho사에서 제조된 것(평균길이; 10 μm, aspect ratio; 20~200)을 사용하였다. 그림 1(a)는 건식 유동혼합 중 혼합 초기에 형성된 휘스커의 응집체를 보여준다. 그러나 휘스커 응집체는 비교적 낮은 응집강도를 가지므로 혼합을 계속하면 Al 분말과의 충돌로 인해 그 크기가 점차 작아져서(그림 1(b)) 균일하게 분산된 우수한 혼합체를 얻을 수 있다.

2.2. 고온압축성형

용량 25톤의 프레스에 진공챔버 및 노(furnace)를 설치하여 VHP를 제작하였으며, 이를 이용하여 Al-SiC_w 복합재료 빌레트를 고온압축성형하였다. Al 분말과 휘스커 혼합체를 볼드(내경; 30 mmφ)내에 충전하고, 이를 챔버내에 장입한 다음 약 10 MPa의

압력으로 cold compaction 하였으며, 그 후 상온에서 10^{-5} torr의 진공에 이르기까지 evacuation을 하였다. 탈가스는 450°C 의 온도와 10^{-5} torr의 진공도에서 2시간 동안 행하였으며, 탈가스 후 다시 승온하여 성형온도에 이른 후 열평형을 위하여 5분 유지하고 가압을 시작하였다. 성형압은 50 MPa로 고정하였고, 성형압까지 가압된 후 다시 5분간 유지한 후 압력을 제거하고 냉각시켜 거의 이론밀도에 가까운 빌레트를 얻었다. 압력하의 액상소결에서 조밀화는 액상량에 크게 의존한다. Homogeneous system의 경우 충분한 조밀화를 이루기 위해서는 일반적으로 15~20 vol.% 이상의 액상이 필요하나, 복합재료와 같은 non-wetting의 heterogeneous system인 경우는 더 많은 액상이 요구된다.^{8,9)} 본 연구에서는 성형체의 미세구조와 성형밀도에 대한 액상량의 영향을 조사하기 위하여 액상량이 각각 약 15 vol.%와

약 35 vol.%인 600°C 와 620°C 의 두 온도에서 고온 압축성형을 행하였다.

그림 2(a)와 (b)는 각각 600°C 와 620°C 의 성형온도에서 50 MPa의 압력으로 고온압축성형한 복합재료 빌레트의 광학현미경 조직이다. 그림 2(a)에서 보는 바와 같이 600°C 에서 제조된 빌레트는 매우 불균일한 밀도 분포를 가졌고 많은 기공들도 발견되는데, 이러한 현상은 조밀화를 이루기에 액상량이 불충분했기 때문인 것으로 판단된다. 또한 잔류 기공의 내부를 관찰한 결과 기공 내부에 지지금속과 결합하지 못한 휘스커들이 다량 발견되고 있는데, 이는 용융과 응고가 국부적으로 일어남에 따라 기공이 생성되고, 휘스커들은 응고시 표면에너지에 의한 pushing 현상에 의해 이 기공 주위로 모이게 되기 때문인 것으로 사료된다. 이와 같은 기공들은 후속 소성가공 후에도 심각한 결함 요인으로 남을 것이므로 빌레트의 제조단계에서 필히 제거되어야 할 것이다. 620°C , 50 MPa의 조건으로 제조된 빌레트의 경우는 그림 2(b)에서 보여주는 것과 같이 불균일한 밀도 분포가 나타나지 않았으며, 거의 이론밀도에 가까운 조밀화를 보였다. 이러한 차이는 결국 액상량의 차이에 기인한 것으로 이 온도에서의 35 vol.%의 액상량은 빌레트의 조밀화에 충분한 양임을 알 수 있다. 그러나 이 경우에도 휘스커의 분포 상태는 600°C 의 경우와 거의 비슷하여 두 경우 모두 휘스커 rich 영역과 휘스커 depleted 영역이 형성된다.

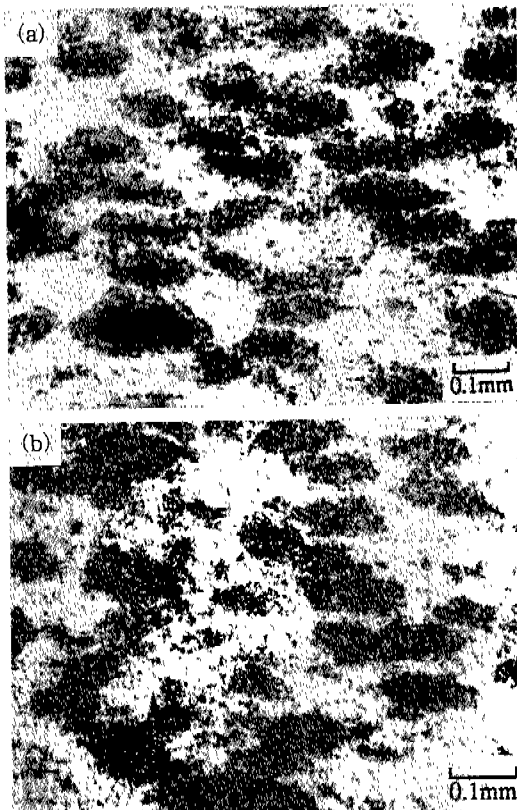


Fig. 2. Optical micrographs of the composite billets consolidated at (a) 600°C and (b) 620°C under the pressure of 50 MPa.⁹⁾

2.3. 열간압출

고온압축성형으로 제조된 Al-SiC_w 복합재료 빌레트를 다이(die) 각이 60° 인 conical 다이를 사용하여 25:1의 압출비로 열간압출하였다. 450°C 의 압출온도에서 700~1000 MPa 정도의 압출압력이 필요하였으며, 원주균열의 방지를 위해서는 다이 온도를 350°C 이하로, 그리고 압출속도를 1 mm/sec 이하로 낮추는 것이 요구되었다.¹⁰⁾ 일반적으로 빌레트 성형 단계에서 제거되지 못한 휘스커 응집체내의 기공들은 압출 후에도 압출방향으로 연신된 상태로 여전히 잔류한다. 이와 같은 결함들은 복합재료의 기계적 성질을 크게 해칠 것이므로 압출 이전의 고온압축성형 단계에서 이러한 기공들을 완전히 제거하여야 한다. 620°C , 50 MPa의 조건으로 성형한 빌레트의

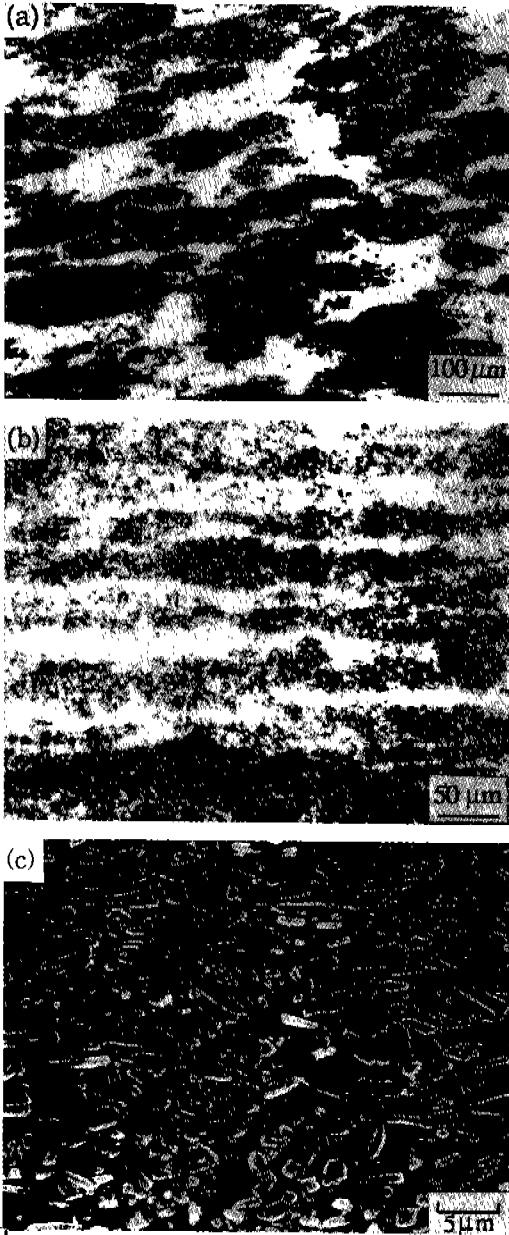


Fig. 3. Optical and SEM micrographs of the longitudinal cross sections of the 2009 Al-SiC_w composites consolidated at 620°C, 50 MPa and extruded at (a) 550°C and (b)-(c) 500°C.

미세조직에서는 잔류 기공들이 관찰되지 않으므로 (그림 2(b)) 이 빌레트를 550°C와 500°C에서 압출하여 압출온도에 따른 미세조직의 변화를 조사하였다. 압출전 빌레트에서 구형에 가까운 형태로 비교적 균일하게 분포하고 있던 휘스커 rich 영역은 550°C의

Table 2. Room temperature tensile results of the 2009 Al-SiC_w composites processed in the present work and in APMC

Composite	Extrusion Temperature (°C)	Ultimate Tensile Strength (MPa)	Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
POSTECH	300	361	273	3.8
	350	472	345	4.0
	400	504	386	4.0
	450	572	418	5.2
	500	605	456	3.9
ACMC	—	635	355	3.9

온도에서 압출한 후에는 어느 정도 연신된 형태를 갖게 되지만, 그 정도가 크지 않다(그림 3(a)). 그러나 500°C에서 압출한 후에는 휘스커 rich 영역들은 압출방향으로 심하게 연신되며, 이들 사이의 간격, 즉 휘스커 depleted 영역의 폭은 550°C 압출의 경우에 비해 크게 감소하고, 대부분의 휘스커들은 압출방향으로 배열된다(그림 3(b)). 이는 높은 압출온도에서는 휘스커 depleted 영역이 상대적으로 너무 연하여서 압출과정에서의 소성유동이 이 부위에 집중되고 휘스커 rich 영역은 비교적 적게 변형되어 압출효과가 잘 나타나지 않으나, 낮은 압출온도에서는 이러한 상대적인 강도의 차이가 적어지므로 휘스커 rich 영역의 소성유동이 비교적 크게 되기 때문이다. 따라서 500°C 정도의 온도에서 압출하였을 때 우수한 압출효과를 얻을 수 있으며, 압출된 미세조직을 그림 3(c)에 보였다.

3. Al-SiC_w 복합재료의 기계적 성질

15 vol.%의 SiC_w가 첨가된 2009 Al 복합재료 빌레트를 25 : 1의 압출비로 압출한 복합재료를 T6 조건으로 열처리한 후 인장시험하였다. 표 2에 인장시험결과를 압출시의 빌레트 온도에 따라 나타내었으며, 이 때 모든 빌레트의 고온압축성형 조건은 620°C, 50 MPa, 15분 유지로 동일하였다. 인장강도는 압출온도가 높을수록 증가하나, 연신률은 압출온도가 높아짐에 따라 증가하다가 450°C의 압출온도에서 최대값인 5.2%를 나타낸 후 500°C의 압출온도에서는 다시 감소한다. 이와 같은 결과로부터 비교적 낮은 온도에서는 압출 중 휘스커의 파괴가 심하게 일어

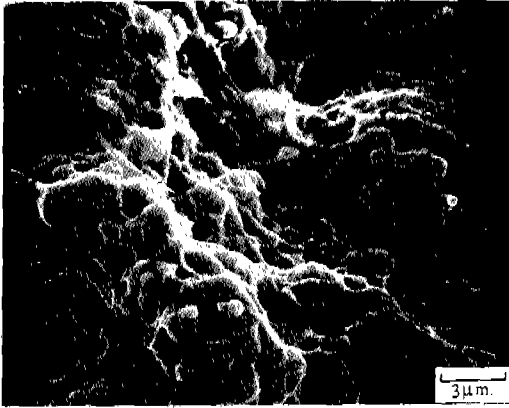


Fig. 4. SEM fractograph of fractured tensile specimen of the 2009 Al-SiC_w composite extruded at 500°C.

나며, 압출온도가 높아질수록 휘스커의 파괴는 적어져 강화효과와 대체적인 연성의 증가를 얻을 수 있음을 알 수 있다. 그러나 압출온도가 너무 높아지면 압출에 의한 미세조직의 균일화 효과가 감소하므로 압출조직은 불균일하게 되어 강도와 연성이 다시 감소할 것으로 예상된다. 파면을 조사한 결과 압출온도가 500°C인 경우 주된 파괴형태는 연성파괴이며, 딥플내에는 휘스커들이 관찰됨을 알 수 있다(그림 4).

2009 Al-SiC_w 복합재료 빌레트를 압출한 결과 최적의 압출온도는 강도와 연성의 최적 조화를 얻을 수 있는 450~500°C이었으며, 이 경우 얻어지는 인장강도는 약 600 MPa, 연신률 약 5% 정도로서 최근 Advanced Composite Materials Corp.(ACMC)에서 분말야금법으로 제조한 2009 Al-SiC_w 복합재료의 인장성질과 거의 비슷하다. 표 1과 표 2에 ACMC로부터 구입한 2009 Al-SiC_w 복합재료의 조성과 인장시험한 결과를 본 연구에서 제조한 2009 Al-SiC_w 복합재료와 비교하여 나타내었다. 표 2에 나타내었듯이 ACMC 복합재료의 인장강도는 635 MPa, 항복강도 355 MPa, 연신률은 3.9%로서 직접 제조한 복합재료에 비하여 인장강도는 약간 높으나 항복강도와 연신률은 낮다.¹¹⁾ 이는 직접 제조한 복합재료의 경우 휘스커들이 보다 많이 부서짐으로써 휘스커에 의한 강도 증진 효과가 미흡하였기 때문으로 사료되나, 항복강도와 연신률은 더 높은 것을 고려하면 ACMC에서 개발 제조한 복합재료와 거의 비슷한 기계적 성질을 가지는 것을 알 수 있다. 그



Fig. 5. SEM micrograph of the 2124 Al-SiC_w composite, showing coarse Mn-containing intermetallic particles.¹³⁾

러나 본 연구에서 제조한 빌레트의 직경은 30 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 제조공정상의 문제점들이 생길 수 있기 때문이다. 또한 본 연구에서 공정별로 또 단계적으로 조건들을 최적화하였으나, 실제 제조된 최종 압출재들은 같은 조건이라도 그 조직과 기계적 성질이 각 batch마다 다를 수 있으므로 이에 대한 보정 및 공정조건에 대한 신뢰도 확보가 요구된다.

4. 결과 및 고찰

4.1. 기지합금의 조성

SiC 휘스커로 보강된 Al 복합재료의 제조에 사용되는 기지합금조성의 선택은 복합재료의 기계적 성질에 많은 영향을 미친다. 이는 하중의 대부분을 보강된 섬유가 담당하는 연속섬유 복합재료와는 달리 단섬유 형태의 휘스커로 보강된 복합재료의 경우 기지합금의 성질이 복합재료의 기계적 성질에 많은 영향을 미치기 때문이다.¹⁻⁵⁾ 현재까지 Al-SiC_w 복합재료의 기지합금으로 사용된 Al 합금 중 2124 Al 합금은 고강도 고인성을 가질 뿐 아니라 7XXX 계열의 고강도 Al 합금과는 달리 전위가 석출물의 핵 생성 장소로 작용하기 때문에 제조과정 중 SiC 보강재와 기지 사이의 열팽창계수 차이에 의해 필연

적으로 많은 양의 전위가 도입되는 Al-SiC_w 복합재료의 기지합금으로 가장 적합하다.⁵⁾ 그러나 2124 Al을 기지합금으로 사용하였을 경우 Al-SiC_w 복합재료의 일반적인 취화원인인 기지/취스커 계면에서의 공동 생성이나 취스커의 불균일 분포¹²⁾ 이외에도 준고상상태에서의 고온압축성형의 도입에 의해 생성된 Mn을 함유한 금속간화합물(그림 5의 화살표)이 파괴 특성을 저하시킬 수 있다는 사실이 밝혀졌다.¹³⁾ 최근 이러한 문제점을 보완하기 위하여 개발된 2009 Al-SiC_w 복합재료는 기지합금으로 2124 Al에서 Mn을 제거한 2009 Al을 사용함으로써 Mn 함유 금속간화합물을 효과적으로 제거한 것이다.¹¹⁾

4.2. 입자 보강 복합재료

2XXX Al-SiC_w 복합재료의 폭 넓은 응용에 필요한 기계적 성질의 향상을 이루기 위해서는 복합재료의 파괴거동에 대한 보다 상세한 이해가 필수적이다. 분말야금법으로 제조된 Al-SiC_w 복합재료의 기계적 성질 및 파괴 성질을 좌우하는 중요한 미세조직학적 인자들은 SiC 취스커의 크기 및 분포, 시효에 의한 미세 석출상, 취스커와 기지간의 계면 성질, Mn 함유 입자와 같은 2차상 입자 등을 들 수 있다. 제조과정 중에 조대하게 생성되는 2차상 입자들은 복합재료의 파괴 성질을 크게 저하시키며, SiC 취스커의 불균일한 분포 및 aspect ratio의 저하 등도 나쁜 영향을 미친다. 이는 여러 단계로 이루어져 있는 제조과정 중에, 특히 빌레트 성형과 압출시, 대부분의 취스커들이 파괴되어 원래 약 50 정도였던 aspect ratio가 3~4로 크게 낮아져 강도를 낮추고 파괴가 시작되는 장소로 작용하기 때문이다. 또한 액상이 공존하는 온도 영역에서의 빌레트 성형은 취스커의 분포를 불균일하게 하고, 조대한 2차상 입자들을 생성시키기도 한다. 따라서 2XXX Al-SiC 복합재료의 기계적 성질을 향상시키기 위하여는 2009 Al과 같은 합금 기지를 사용하는 것과 병행하여 보강재의 분포를 보다 균일하게 하기 위하여 취스커 대신 입자(particulate)로 보강하는 것이 바람직하다. 즉 분말야금 방법에 의한 Al-SiC_w 복합재료 제조시에는 취스커의 파괴에 의한 aspect ratio의 큰 감소로 기대하였던 보강효과를 충분하게 얻을 수 없으며, 입자를 보강재로 사용하였을 때와 비교하여 금속분말과의 혼합과 성형이 어렵기 때문에 보강재의 분포를 제어할



Fig. 6. SEM micrographs of (a) particulate reinforcements purchased from Tateho Co., (b) the mixture of 2009 Al powders and particulates processed using the fluidized zone mixing technique and (c) the composite billet consolidated at 560°C under the pressure of 50 MPa.

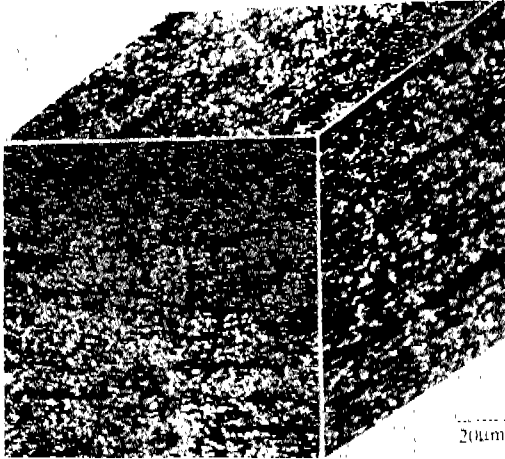


Fig. 7. Microstructure of the 2009 Al composite reinforced with 15 vol.% SiC particulates.

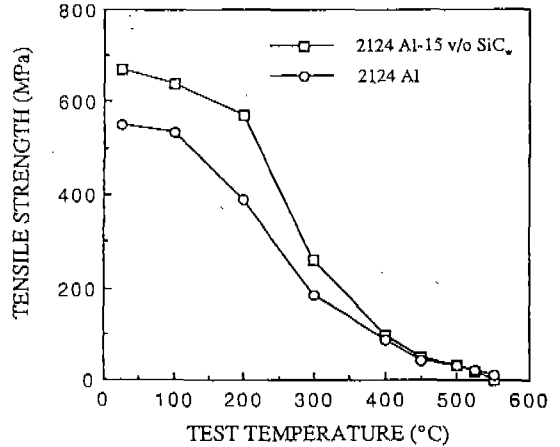


Fig. 8. Effect of testing temperature on the ultimate tensile strength of the 2124-T6 Al-SiC_w composite and the 2124-T6 Al alloy.¹⁶⁾

수 없다. 입자로 보강하게 되면 강도 및 탄성계수의 증가 효과는 휘스커 보강의 경우보다 약간 낮을 것이나, 제조공정이 쉽고 보강재의 균일한 분포를 얻을 수 있기 때문에 연신율과 파괴인성을 포함한 전체적인 기계적 성질은 향상될 것으로 예상된다.

입자 보강 복합재료의 분말야금 제조공정을 휘스커 보강 복합재료의 경우와 비교하여 보면, 분말과 SiC 입자의 혼합은 SiC 휘스커와의 혼합보다 쉬운 공정으로 균일한 혼합체를 얻을 수 있으며, 이 혼합체를 고온압축성형시에도 액상이 거의 존재하지 않는 보다 낮은 온도에서 성형이 가능하다. 낮은 온도에서의 성형은 취약하고 조대한 금속간화합물의 형성을 막을 수 있고, 액상을 따라 보강재들이 편석되는 현상을 최소화할 수 있어 보강재들의 분포를 균일하게 할 수 있는 이점이 있다. 그림 6(a)는 Tateho사에서 제조한 SiC 보강입자를 보여주며, 이 보강입자와 Al 합금분말를 건식혼합기를 사용하여 혼합한 혼합체를 그림 6(b)에 나타내었다. 휘스커로 보강할 때보다 훨씬 쉽게 혼합할 수 있음은 물론, 보다 우수한 혼합체를 얻을 수 있다. 그림 6(c)는 입자와 분말의 혼합체를 560°C에서 100 MPa의 압력으로 고온압축성형한 빌레트를 보여주며, 이로부터 그림 2(a), (b)의 휘스커 보강 복합재료 빌레트에 비해 균일하고 기공이 없는 치밀한 빌레트를 얻을 수 있음을 알 수 있다. 이 빌레트를 압출하였을 경우 인장강도 575 MPa, 항복강도 410 MPa, 연신율 8%의

기계적 성질을 얻을 수 있어 강도는 감소되나, 복합재료의 단점인 연신율이 크게 향상되고 있어¹⁴⁾ 입자로 보강한 복합재료가 휘스커 보강 복합재료보다 전반적인 기계적 성질이 나음을 알 수 있다. 또한 ACMC에서 제조한 SiC 입자 보강 2009 Al 복합재료 (Al-SiC_p)의 경우 3차원 미세조직을 보면, 보강 입자들이 압출방향으로 배열되어 있으나 전반적으로 Al-SiC_w 복합재료보다는 균일하게 분포되어 있음을 보여준다(그림 7). 이 복합재료의 기계적 성질을 측정된 결과, 인장강도 600 MPa, 항복강도 350 MPa, 연신율 5.5%를 나타내어 휘스커 보강 복합재료와 비교하여 볼 때 강도는 약간 감소하였으나 연신율은 크게 향상되어 2XXX Al-SiC_w 복합재료의 단점인 연성이 개선되고 있음을 알려준다.¹⁵⁾

4.3. 고온용 복합재료

2XXX Al-SiC_w 복합재료는 고온에서 사용될 경우 온도 상승에 따라 강도가 급격하게 감소하는 결점이 있다. 그림 8에 2124 Al-SiC_w 복합재료와 2124 Al 합금의 고온인장강도를 비교하여 나타내었다. 상온과 200°C의 온도범위에서 Al-SiC_w 복합재료는 2124 Al 합금에 비해 높은 강도를 유지하나, 더 이상의 온도에서는 급격하게 감소하고 400°C에서는 보강의 효과가 완전히 없어진다.¹⁶⁾ 이는 2124 Al 합금의 주요강화기구인 석출강화효과 즉 미세한 분산상들이 조대하여져 강화효과가 크게 감소하기 때문이다. 따



Fig. 9. TEM micrograph of the 8009 Al (Al-Fe-V-Si) alloy, showing fine silicide dispersoids.¹⁷⁾

라서 복합재료가 고온에서 응용될 수 있기 위해서는 우선적으로 복합재료의 기지가 고온에서 안정하여 온도증가에 대한 강도 감소가 작아야 한다. 이러한 복합재료의 기지로서 2XXX, 6XXX 등의 일반 Al 합금은 고온에서 강도가 급격하게 감소하므로 적당하지 않으며, 8009 Al 합금과 같은 급냉응고방법으로 제조한 Al-Fe계 합금이 적당하다. 이 8009 합금은 Al-Fe-V-Si 합금의 일종으로서, 급냉응고방법으로 미세한 silicide가 기지조직 전체에 분산됨으로써(그림 9) 높은 강도, 연신율, 파괴인성 등을 가지게 되며, 이 미세한 silicide들은 400°C 이상의 높은 온도에서도 조대화가 일어나지 않아 상온과 비슷한 강도를 유지한다.¹⁷⁾ 따라서 이와 같은 Al-Fe계 합금을 복합재료의 기지로 사용하면 높은 상온 강도 및 탄성율과 함께 고온강도도 얻을 수 있을 것이며, 이에 보강재를 첨가하여 복합재료를 제조하면 고온에서의 강도 감소가 작아지므로 고온물성이 요구되는 우주항공분야에도 많이 응용될 수 있을 것으로 생각된다.

5. 결 론

1) Al 분말과 휘스커의 혼합방법으로 건식혼합방법을 사용하였으며, 건식유동혼합방법은 거시적인 불균일이 없고 간단한 절차로 비교적 균일한 혼합체를 대량으로 제조할 수 있었다.

2) 고온압축성형방법에 의한 빌레트 성형시 액상량이 약 35 vol.%인 620°C의 성형온도에서 50 MPa의 성형압을 가했을 때 잔류기공이 거의 없는 완전 조

밀화된 빌레트를 얻을 수 있었다.

3) 압출재의 기계적 성질을 조사한 결과 낮은 압출온도에서의 휘스커의 파괴와 과도하게 높은 압출온도에서의 불균일 압출조직에 의한 기계적 성질의 저하를 피하고 우수한 강도와 연성을 함께 얻기 위해서는 450~500°C의 압출온도가 적합하였다.

4) 분말야금 방법으로 제조된 2XXX Al-SiC 복합재료의 기계적 성질의 향상을 위한 방법으로 i) 2009 Al 또는 8009 Al과 같은 합금기지의 사용, ii) 보강재의 분포를 보다 균일하게 하기 위하여 휘스커 대신 입자로 보강, iii) 휘스커 등 보강재의 파괴를 최소화하기 위한 제조공정의 제어 등을 제안할 수 있다.

감사의 글

본 연구는 1990년도 교육부 학술연구조성비(신소재 분야)의 지원에 의하여 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. A. P. Divecha, S. G. Fishman and S. D. Karmarkar: *J. Metals*, Sep. (1981) 12
2. S. V. Nair, J. K. Tien and R. C. Bates: *Intern. Metals Review*, **30** (1985) 275
3. R. M. K. Young and T. W. Clyne: *J. Mat. Sci.*, **21** (1986) 1057
4. A. Mortensen, J. A. Cornie and M. C. Fleming: *J. Metals*, Dec. (1986) 12
5. R. J. Arsenault and N. Shi: *Mater. Sci. Eng.*, **81** (1986) 175
6. R. J. Arsenault and S. B. Wu: *Scripta Metall.*, **22** (1988) 767
7. G. J. Mahon, J. M. Howe and A. K. Vasudevan: *Acta Metall.*, **38** (1990) 1503
8. 김영환, 이성학, 이두영, 한경섭: *한국복합재료학회지*, **3** (1990) 10
9. 최용규, 김영환, 권동일, 이성학: *대한금속학회지*, **31** (1993) 373
10. 최용규, 김영환, 권동일, 이성학: *대한금속학회지*, **31** (1993) 381
11. A. L. Geiger and J. A. Walker: *J. Metals*, **43**, 8 (1991) 8
12. T. Christman, A. Needleman and S. Suresh: *Acta*

- Metall., **37** (1989) 3029
13. Y.-H. Kim, S. Lee and N. J. Kim: Metall. Trans. A, **23A** (1992) 2589
14. 정동섭, 신기삼, 이성학: 대한금속학회지 (1996) in press
15. D. Kwon and S. Lee: Scripta Metall., **30** (1994) 535
16. D. Kwon, S. Lee and B.-I. Roh: Metall. Trans. A, **24A** (1993) 1125
17. J. C. Lee, S. Lee, D. Y. Lee and N. J. Kim: Metall. Trans. A, **22A** (1991) 853