

자전연소법으로 제조한 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ 입자로 보강된 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC})_p$ 복합재료의 기계적특성

맹덕영 · 이종현 · 원창환 · 조성석 · 천병선
충남대학교 금속공학과 및 금속응고신소재연구소

Mechanical Properties of 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC})_p$ Composite Reinforced with $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ Particle Prepared by SHS Process

Duck-Young Maeng, Jong-Hyeon Lee, Chang-Wan Won,
Seong-Seok Cho and Byong-Sun Chun

Department of Metallurgical Engineering and Rapidly Solidified Materials Research Center,
Chungnam National University, Taedok Science Town, Taejon 305-764, Korea

(Received December 9, 1999)

Abstract $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ particle was prepared by the self-propagating high-temperature synthesis(SHS) process from a mixture of SiO_2 , Al and C powders. The fabricated $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ particle was applied to 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC})_p$ composite as a reinforcement. Aluminum matrix composites were fabricated by the powder extrusion method using the synthesized $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ particle and commercial 2024Al powder. The optimum preparation conditions for $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ particle by SHS process were described. The influence of the $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ volume fraction on the mechanical properties of composite was also discussed. Despite adiabatic temperature was about 2367K, SHS reaction was completed not by itself, but by using pre-heating. Mean particle size of final particle synthesized was $0.73 \mu\text{m}$ and most of the particle was smaller than $2 \mu\text{m}$. Elastic modulus and tensile strength of the composite increased with increase the volume fraction of reinforcement but, tensile strength depreciated at 30 vol% of reinforcement.

1. 서 론

복합재료 특히 입자강화 금속기복합재료(MMC)는 기존의 주조 공정 및 가공 작업을 통해 제조할 수 있다는 이점을 가지고 있기 때문에 많은 연구가 진행되고 있다.¹⁻³⁾ Al_2O_3 또는 SiC 장섬유 혹은 단섬유로 보강된 Al 합금기지 복합재료는 높은 탄성계수와 강도 때문에 구조용 재료로 많이 쓰여왔다. 한편, 세라믹 섬유로 보강된 금속기복합재료는 종종 섬유의 첨단이 응력 집중원으로 작용하거나 방향에 따라 물성이 달라지는 취약성이 보고 되었다.⁴⁾ 그러나 입자로 복합화된 금속기복합재료는 우수한 등방성의 물성과 저렴한 생산단가로 제품이 비교적 용이하게 얻어진다.

기존의 강화재용 세라믹 분말은 1000°C 이상의 고

온에서 장시간의 반응 시간을 요하는 공정을 거쳐 제조되고 있다.⁵⁾ 그러나 최근에 개발된 자전연소반응(SHS)은 초기의 점화를 통하여 외부의 추가적인 에너지 공급 없이 금속, 탄소 혼합 분말을 높은 온도에서 연소시켜 구형의 탄화물 분말을 얻는다.⁶⁾ SHS로 합성된 물질은 전자재료, 초전도성재료, 복합재료, 금속간화합물, 내화재료, 연마제 및 윤활제를 포함하여 500여종이 넘으며 TiC나 SiC 등은 이미 실용화되어 생산단계에까지 이르러 연마제와 발열체용으로 사용되고 있다. 기본적으로, SHS반응을 유지하기 위한 실험적인 충분한 단열온도(1800K)의 경우에는 외부열의 공급이 필요 없이 반응이 빠르게 진행된다. 그러나 $\text{SiO}_2/\text{Al}/\text{C}$ 와 같은 낮은 단열온도계의 경우는 예열 또는 화학반응을 필요로 한다.^{7,8)} 이처럼 SHS반응은 양질의 세라믹 분말합성 공정으로 활발히 응용

되고 있지만 복합재료에의 응용에 대한 보고는 없었다. 또한 기존에 쓰여졌던 강화입자와는 달리 국내 여건상, 저가이면서 고품질 강화재의 생산을 꾀할수 있는 자전연소반응법을 이용하여 얻어진 강화재로 복합화를 시킬 경우 수입 대체효과 및 상당한 이점과 동시에 우수한 성질을 얻을 수 있다. 또한 이러한 시도는 현재까지도 두드러지게 활성화가 되어 있지 않고 있는 실정이며 앞으로도 지속적으로 경쟁력있는 산업분야가 될 것으로 기대된다. 이에 본 연구에서는 SiC의 합성반응에 필요한 열을 공급하며 SiO₂의 산소를 환원시키는 환원재로 Al을 이용하여 Al₂O₃·SiC복합분말을 SHS법으로 합성하는데 1차적인 목적을 두었으며, 이렇게 제조된 Al₂O₃·SiC 복합분말을 2024Al 기지분말과 혼합하여 VHP(Vacuum Hot Press)로 성형하고 압출을 통하여 복합재료를 제조, 이에 대한 기계적 성질을 평가함으로써 신공정에 의해 제조된 강화재의 응용 가능성을 타진하는데 2차적인 연구목적이 있다.

2. 실험방법

본 실험에 사용된 원료분말은 규사(99%이상, 45 μm, 38 μm), 알루미늄(99.5%이상, 45 μm이하) 및 탄소원으로는 활성탄(Charcoal Activated, 99%, 5 μm이하)을 사용하였다. Al₂O₃·SiC 합성은 SHS법을 사용하였으며, SiO₂, Al, C의 분말을 소정의 몰비로 칭량한 후 알루미늄 불 밀에서 2시간 동안 200 rpm의 속도로 혼합하고, 혼합된 분말을 프레스를 이용하여 지름 30 mm, 높이 15~20 mm의 성형체를 만들었다. 제조된 예비성형체를 예열로를 이용하여 400 °C로 예열시킨 후 자전연소반응기의 Ar압력을 1atm으로 하여 텅스텐필라멘트로 점화를 시켰으며, 반응이 끝난 시편을 알루미늄 불 밀로 약 50시간 동안 분쇄를 하여 생성물을 얻었다. 연소합성 후 얻은 생성물의 결정구조 분석은 X-ray 회절장치를 이용하였다. 주사전자현미경으로 생성된 분말의 입형을 관찰했으며, 합성된 Al₂O₃·SiC 복합분말의 특성 및 성분분석은 ICP(JY38PUS, France)를 이용하였으며, 생성된 분말의 입도는 입도분석기로 조사하였다. 한편 기지재인 2024Al 합금분말은 평균 40 μm를 사용하였다. 표 1에 기지합금분말인 2024Al 입자의 물리화학적 특성을 나타내었다. 강화재와 2024Al 합금분말의 분산

Table 1. Properties of 2024 Al particulates

Density (g/cm ³)	2.78				
Powder size(μm)	under 44				
Thermal expansion coefficient (25°C~300°C)	24.7 × 10 ⁻⁶ /°C				
Elastic modulus(GPa)	75				
Chemical composition (wt.%)					
Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Al
4.98	1.38	0.78	0.19	0.12	bal.

및 혼합은 불밀을 통하여 12시간동안 기계적으로 교반을 행하였고, 이때 사용된 강화재의 부피분율은 10, 20, 30, 40%였다. 이렇게 혼합된 분말은 약 80°C의 건조기내에서 12시간 건조시켜 사용하였다. 혼합된 분말은 순수 Al 캔에 장입한 후 520°C에서 100 MPa의 압력으로 30분간 가압 후 노냉하였다. 진공 열간 가압된 성형체의 크기는 80×32×10 mm이고, 이를 500°C의 압출온도에서 25:1의 압출비, 13 cm/min의 속도로 압출하여 Φ10(mm)의 봉상 성형체를 제조하였다. 이때의 압출다이각은 2θ = 60°로 하였다. 이렇게 제조된 2024Al 기지 복합재료의 강화상의 다양한 부피분율에 따른 미세조직과 기계적 성질을 평가하기 위해 SEM(JSM-5410), MTS(MTS-810) 등을 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. SHS법에 의한 Al₂O₃·SiC 복합 세라믹 분말 합성

SiO₂/Al/C계는 이론적인 단열반응온도가 약 2367K로서 연소합성 가능성은 있으나 연소파가 안정적으로 진행되지 않아 완전한 반응이 이루어지지 않는다.⁹⁾ 따라서 예열이나 화학반응로를 이용하여 연소반응을 시켜야한다. 식 (1)은 연소반응시의 각 원료의 몰비와 자유에너지 변화를 나타낸다. 이 반응식을 근거로 하여 45 μm크기의 SiO₂를 사용하여 SiO₂:Al의 몰비를 3:4로 고정한 후, 탄소의 몰비를 3에서 10까지 변화시켜 제조한 압분체를 예열로가 장착된 반응기내에서 400 °C 예열 후 연소합성시켜 얻은 생성물의 XRD 패턴을 그림 1에 나타내었다. 주로 SiC와 Al₂O₃가 합성되었으나, 탄소 몰비 5.0까지 미반응물인 Si이 미량 존재하다가 6몰 이상부터 잔류 Si이

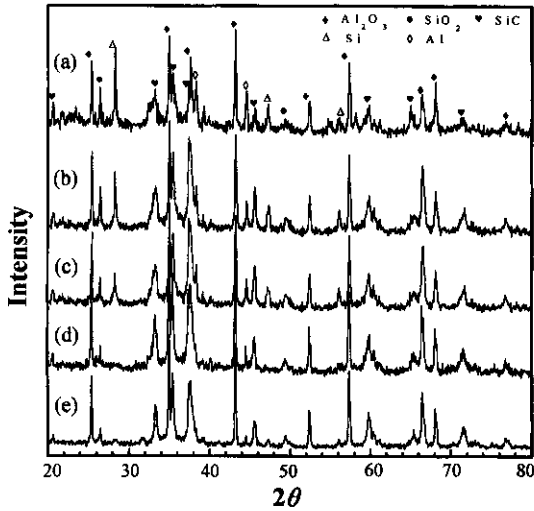
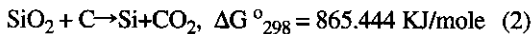
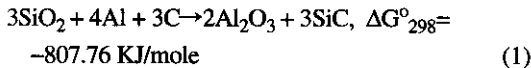


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of reaction products as a function of carbon molar ratio. (SiO₂ : Al = 3.0 : 4.0, compaction pressure : 80MPa, preheating temp. : 400°C) (a) 3.0 (b) 4.0 (c) 5.0 (d) 6.0 (e) 10.0

제거되었다. 이처럼 C이 화학량론비인 3몰 보다 과량이 필요한 원인은, 연소반응 중에 C이 Si와 반응하기 전에 식 (2)에 의해 기화 되었기 때문으로 사료되며, 이로 인해 미반응 Si이 동시에 검출된 것으로 사료된다.



그러나 45 μm 크기의 SiO₂를 사용했을 때에는 생성물내에 잔류 SiO₂ 및 Al을 완전히 제거할 수 없었다. 이는 조대한 SiO₂ 입자의 경우 Al의 산화반응시 반응시간이 길어 SiO₂ 내부까지 완전한 환원 반응이 일어나지 않았기 때문으로 판단되며 이러한 이유에서 이후의 실험에서는 38 μm의 평균입자 크기의 SiO₂를 원료분말로 사용하였다. 그림 2는 예열온도에 따른 연소반응 속도를 관찰하기 위하여 SiO₂:Al:C=3:4:6의 조성에서 펠렛의 상단부와 하단부(거리 : 15 mm)에 C-type 열전대를 삽입하여 연소온도를 측정 한 것이다. 측정된 연소속도는 0.55 mm/sec와 0.6 mm/sec로 각각 측정되었다. 이처럼 예열온도에 따라서 연소속도가 빨라진 이유는, 시편의 예열온도가 상승됨에 따라 단일 반응온도가 상승되고 이에 따라 연소대 전방의 예열대가 승온되는 시간이

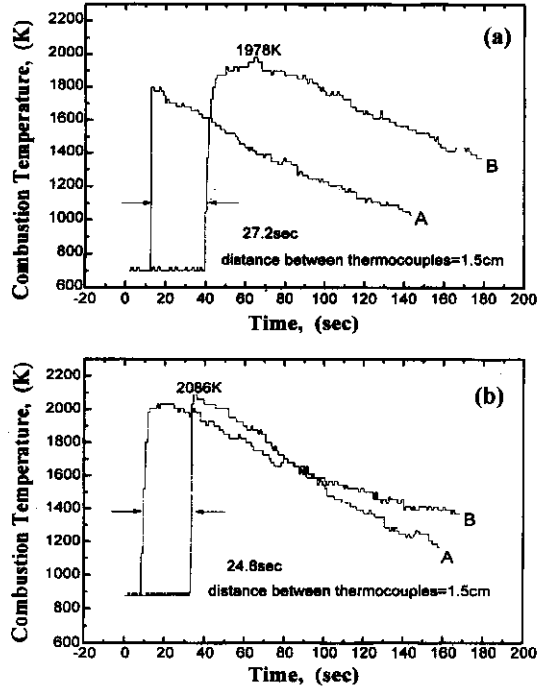


Fig. 2. The temperature profile during the combustion reaction. (A : first thermocouple, B : second thermocouple) (a) 400°C (b) 600°C

단축되기 때문으로, 식 (3)과 같이 예열대의 승온 시간이 연소파 진행속도의 제곱에 반비례 한다는 Strunin¹⁰⁾ 등의 보고²⁾와 일치한다.

$$\tau_x = \frac{a}{V^2} \quad (3)$$

여기서, τ_x는 예열대의 예열시간(sec), a는 열 확산 계수(m²/sec), V는 연소파의 진행속도(m/sec)이다.

각 예열온도에서 합성된 생성물의 X선 회절분석 결과를 그림 3에 나타내었다. 그림에서 예열온도의 증가에 따라서 SiC의 결정상이 다소 증가한 것으로 보이나, 모든 예열온도 범위에서 매우 유사한 패턴을 나타내었으며, 각 조건에서 미반응 탄소가 소량 존재함을 확인할 수 있었으나, 미반응 SiO₂ 및 Al은 관찰되지 않았다. 따라서 SiO₂/Al/C 계의 자전연소반응의 경우 400~600 °C 범위에서의 예열온도의 변화는 생성물의 순도에 큰 영향을 미치지 않음을 알 수 있었다.

일반적으로 Al기지 복합재료 제조시 유리 탄소는 Al₄C₃를 형성하여 재료의 강도에 나쁜 영향을 미치는 것으로 알려져 있다.^{11,12)} 따라서 SHS 반응에 의하여 합성된 Al₂O₃ · SiC 복합분말을 Al합금의 강화

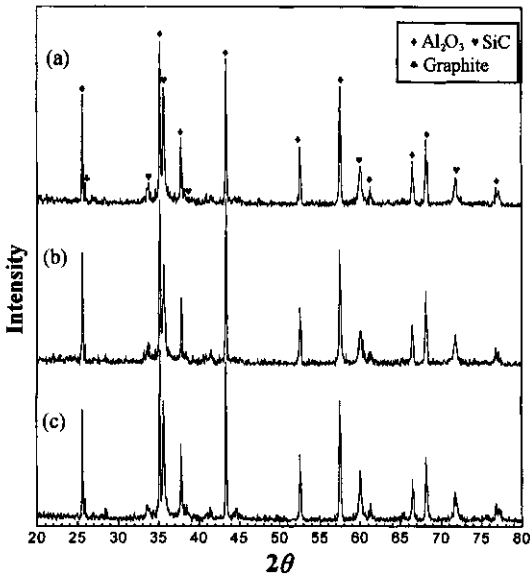


Fig. 3. X-ray diffraction patterns of reaction products as a function of preheating temperature. ($\text{SiO}_2 : \text{Al} : \text{C} = 3.0 : 4.0 : 6.0$, compaction pressure : 80 MPa) (a) 400 °C (b) 500 °C (c) 600 °C

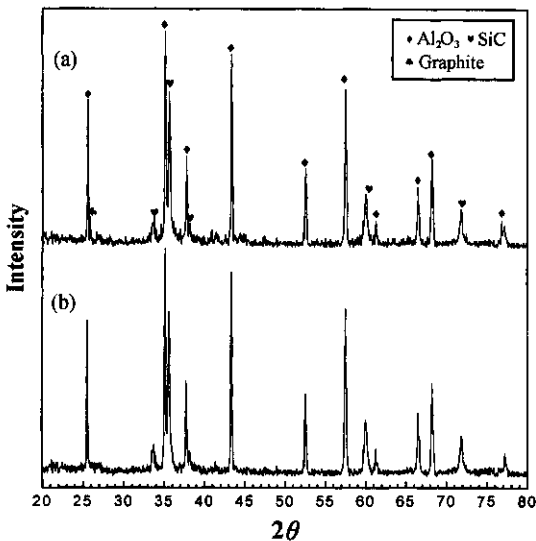


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the final reaction products. ($\text{SiO}_2 : \text{Al} : \text{C} = 3.0 : 4.0 : 6.0$, compaction pressure : 80 MPa, preheating temp. : 400 °C) (a) before roasting (b) after roasting

재로 사용하기 위해서는, 유리탄소를 반드시 제거하여야 한다. 이를 위해 650 °C에서 30분간 배소를 실시한 결과 그림 4와 같이 유리탄소를 완전히 제거할

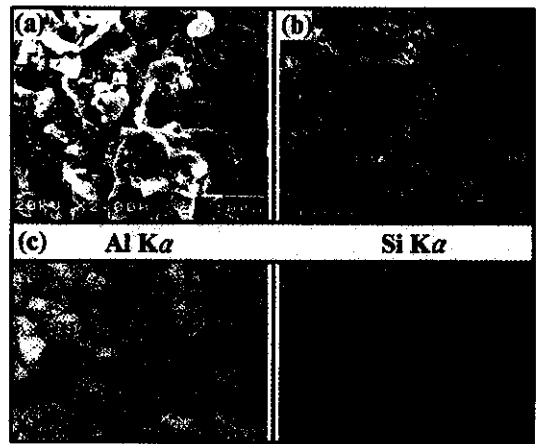


Fig. 5. SEM micrographs of the $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC}$ particle synthesized by SHS process. (a) combusted product (b) particle after crushing (c) EDS mapping analysis of crushed particle

수 있었다.

그림 5는 $\text{SiO}_2 : \text{Al} : \text{C} = 3 : 4 : 6$ 의 조성에서, 400 °C로 예열후 얻은 생성물의 괴상(a)과 50시간 동안 불필에 의해 미립화된 분말(b)의 입형 사진 및 분말의 성분을 알기 위해 미립화된 분말에 대하여 Al과 Si 성분 분석을 한 결과(c)를 나타낸다. 대체적으로 각형은 SiC이고, 구형은 Al_2O_3 임을 확인할 수 있었다.^{2,6-9)} 이렇게 하여 얻은 분말의 평균입도는 0.73 μm 이었다. 이처럼 Al_2O_3 입자가 구형으로 얻어진 이유는 그림 6과 같이 점화온도 부근에서 Al이 용융되어 액상의 Al로부터 산화반응에 의해 Al_2O_3 가 생성되기 때문이며, 상대적으로 용융점이 높은 SiC의 경우 고상으로 존재하여 각형의 입자가 얻어진 것으로 사료된다. 한편 비교적 큰 입도의 SiO_2 를 사용했을 경우 SiO_2 와 Al이 진존한 이유는, Al의 산화시에 SiO_2 와의 반응 시간이 길어져 나타난 현상으로 사료되며, 완전한 반응을 위해서는 미립의 원료 반응물을 사용해야 될 것으로 판단된다.

3.2. SHS법에 의해 제조된 입자로 보강된 2024Al 복합재료의 기계적 성질

그림 7은 SHS법으로 제조한 $(\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC})_p$ 입자를 강화재로 하여 진공가압한 후 압출을 행하여 제조한 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiC})_p$ 복합재료의 부피분율에 따른 탄성율의 변화를 나타낸 것이다. 그림에서 보는

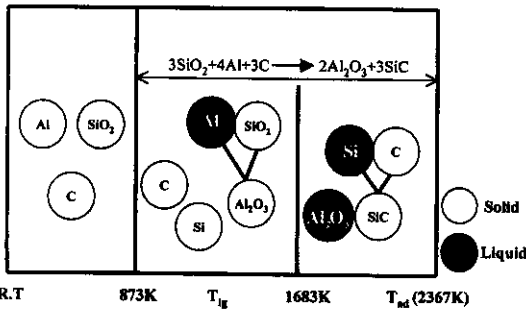


Fig. 6. Schematic diagram showing the sequence of events that takes place during combustion reaction of aluminum, silicon dioxide and carbon. (T_{ig}: Ignition temperature, T_{ad}: Adiabatic temperature)

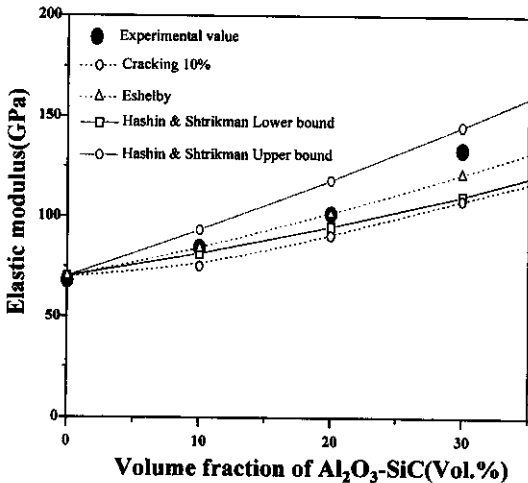


Fig. 7. The variation of elastic modulus for 2024Al/ $(Al_2O_3 \cdot SiC)_p$ composites with volume fraction of $Al_2O_3 \cdot SiC$.

바와 같이 2024Al/ $(Al_2O_3 \cdot SiC)_p$ 복합재료의 탄성율은 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 입자의 부피분율이 증가함에 따라 증가하는 것을 알 수 있다. 여기서 SHS법에 의해 제조된 강화재의 물성이 아직 완전히 규명되지 않았으므로 기존 강화재와의 상대비교를 위해서 이론적인 계산에 의한 탄성계수 값을 도입하여 본 실험치와 비교하였다. 즉 본 연구에서의 고탄성 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 입자강화 Al 복합재료의 탄성율에 대해서는 Eshelby¹⁴⁾의 등방성 모델과 Mori-Tanaka¹⁴⁾의 후방응력 분석(back stress analysis)을 조합하여 제안된 이론식과 Hashin and Shtrikman¹³⁾의 이론식이 적용된다. 이는 SHS법에 의해 제조된 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 강화재 입자가 기존 공법에 의해 제조된 강화재 입자를

대체할 수 있음을 의미한다. 또한 기존에 탄성율의 이론치를 제시한 Hashin & Shtrikman의 범주에 들어가며, 이에 대한 식은 식 (4)와 같다.

$$E_c = \frac{9K_c G_c}{(3K_c + G_c)} \quad (4)$$

여기서, E_c 는 탄성율, K_c 는 복합재료의 체적탄성계수, G_c 는 복합재료의 전단탄성계수이다. 또한 위 식은 손상된 입자들과 미세균열을 함유한 복합재료의 탄성계수를 이론적으로 계산하기 위하여 세가지의 경우, 즉 강화재의 응집(shattering), 입자균열(cracking), 계면과 입자의 분리(debonding) 형태를 모두 포함하여 계산된 값이다.^{1,2,13,14)} 본 실험결과와 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 입자의 부피분율이 10 vol.%에서 30 vol.%로 증가함에 따라 상대밀도는 98.5에서 96.0으로 2.5%감소하였다. 이와 같이 이러한 강화상의 부피분율의 증가에 대해 복합재료의 탄성율은, 상대밀도의 저하에서 볼 수 있듯이 강화상의 첨가에 의해 기지금속과 강화상 사이의 계면에서의 미세공공 및 뭉침부위에서의 공공 등의 영향으로 인하여 혼합법칙에서처럼 선형적으로 증가하지 못하고 강화상의 부피분율에 비례적으로 증가하게 된다고 사료된다. 그림 8은 2024Al/ $(Al_2O_3 \cdot SiC)_p$ 복합재료의 부피분율의 증가에 따른 인장강도와 연신율과의 관계를 보여주고 있다. 그림에서 보는 바와 같이 부피분율이 증가할 수록 인장강도는 증가하여 20 vol.%에서 최대값을 보이다가 30 vol.%에서 인장강도의 저하를 볼 수 있다. 또한 연신율은 부피분율의 증가에 따라 급격하게 떨어지는 것을 확인할 수 있는데, 이러한 이유는 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 입자의 부피분율이 증가할수록, 입자가 미세할수록 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 입자간 거리가 짧아지며, 이에 따라서 열팽창율의 차이에 의하여 강화된 기지의 면적이 상대적으로 증가하게 되므로 인장강도가 증가된다고 사료된다.^{15,16)} 특히 인장강도의 경우는 기지금속에 비해 20 vol.%의 분율에서 약 20%의 증가를 보였는데 이는 기존의 강화재에 의한 복합재료와 유사한 결과^{14,15)}로써 SHS법에 의해 제조된 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 분말의 복합재료에의 적용 가능성을 시사하고 있다. 한편 연신율의 경우는 강화재의 부피분율이 증가함에 따라 감소하여 30 vol.%에서는 약 2.3%를 나타내었다. 이처럼 30 vol.%에서 급격한 연신율의 감소를 보이는 이유는 강화재의 부피 분율의 증가에 따라 상대밀도

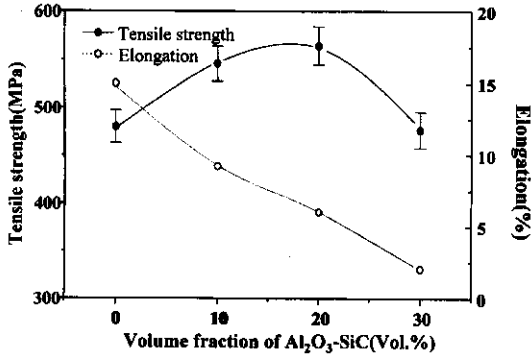


Fig. 8. The variation of tensile strength and elongation for 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC})_p$ composites with volume fraction of $(\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC})_p$.

의 감소와 기공의 증가/합체 등으로 인한 연신율의 지속적인 감소와 함께, 큰 입자의 경우 압출시 균열이나 기지와의 분리가 심하고 뭉침 현상이 두드러져 파괴시에 균열 개시점을 제공하여 우선적으로 급격한 취성파단을 일으키기 때문인 것으로 사료된다.^{1-3,17,18)}

그림 9는 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC})_p$ 복합재료의 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC}$ 입자의 부피분율에 따른 미세조직의 변화를 나타낸 것이다. 그림에서 보는 바와 같이 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC}$ 입자의 부피분율이 증가함에 따라 미세한 입자들간의 응집현상의 양상이 심해지고 있는 것을 관찰할 수 있으며, 특히 30 vol.%에서는 그 현상이 현저히 나타나는 것을 볼 수 있다. 또한 부피분율의 증가에 따라 큰 입자의 균열로 인하여 파괴시 이 부분이 균열개시점으로 작용하여 인접한 미세 입자의 뭉침부위의 파괴전파로 인하여 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC})_p$ 복합재료의 인장강도 및 연신율이 저하된다고 생각된다. 이러한 결과는 그림 10의 파단면을 관찰함으로써 더욱 명백하게 확인할 수 있다. 그림에서 보는 바와 같이 10, 20 vol.%의 경우 미세한 dimple을 확인할 수 있으나, 30 vol.%의 경우 입자 주위의 debonding을 관찰할 수 있으며, 또한 뭉침(agglomeration)부위에서 파단으로 보이는 파괴진행 방향의 급격한 요철을 확인할 수 있다. 이상의 결과로부터 SHS법으로 제조된 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC}$ 복합분말의 경우 Al 기지 복합재료에 성공적으로 적용될 수 있음을 확인할 수 있었다. 추후 응용 범위를 확대할 경우, SHS법이 경제적인 세라믹 복합재료 제조 공정으로 대두될 것으로 여겨진다.

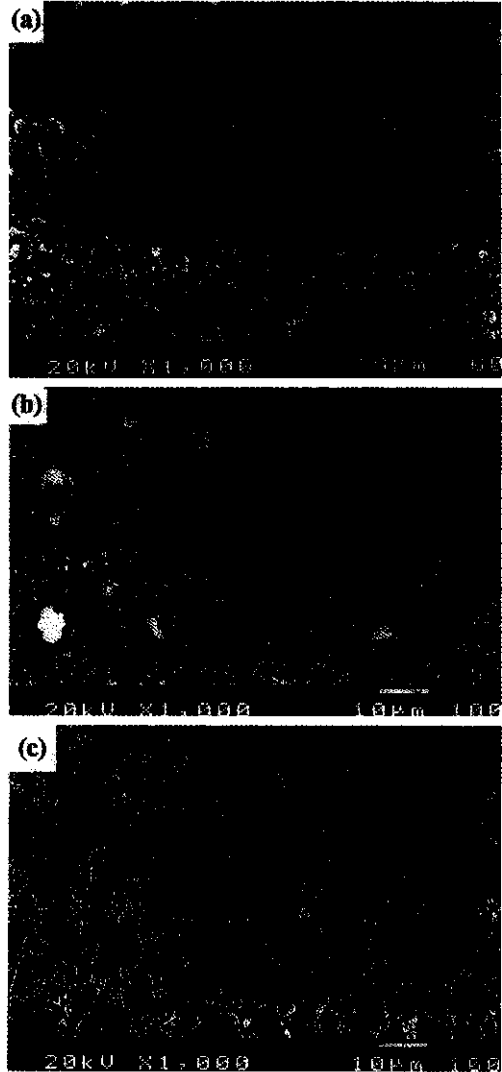


Fig. 9. SEM micrographs of 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC})_p$ composites as a function of $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC}$ particle volume fraction. (a) 10 vol% (b) 20 vol% (c) 30 vol%

4. 결 론

SHS법으로 제조된 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC}$ 분말과 상용 2024 Al 분말을 분말야금법으로 혼합, 압출하여 제조한 2024Al/ $(\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC})_p$ 복합재료의 기계적 특성을 평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiC}$ 제조를 위한 SHS반응은 낮은 단열온도로 인하여, 400-600°C의 예열을 통해 이루어 졌

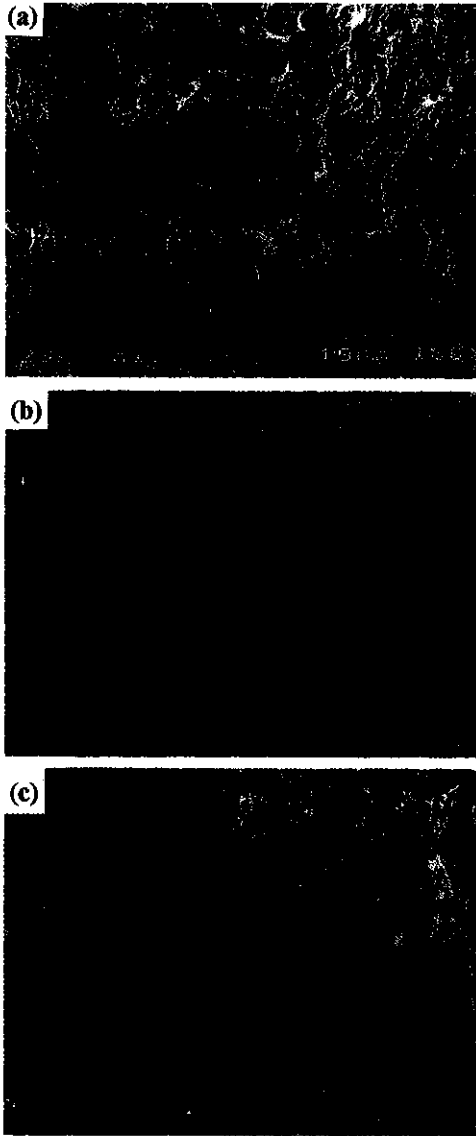


Fig. 10. SEM fractographs of 2024Al/ $(Al_2O_3 \cdot SiC)_p$ composites as a function of $Al_2O_3 \cdot SiC$ particle volume fraction. (a) 10 vol% (b) 20 vol% (c) 30 vol%

으며 예열 온도가 증가함에 따라 예열대의 승온속도가 빨라져 연소파의 진행속도가 향상되었다.

2) SHS반응에 의해 제조된 $Al_2O_3 \cdot SiC$ 입자분말은 평균 $0.73 \mu m$ 되는 구형의 Al_2O_3 와 각형의 SiC 입자로 구성되었다.

3) $Al_2O_3 \cdot SiC$ 강화재의 부피분율이 증가할수록 2024Al/ $(Al_2O_3 \cdot SiC)_p$ 복합재료의 탄성율과 인장강도는 증가하였다. 그러나 30 vol.%의 강화재가 첨가된 합금에서는 인장강도저하 현상이 나타났으며 이는 강화재의 부피분율이 증가함에 따라 큰 입자가 균열 개시점으로 작용하고, 근접한 미세 입자의 뭉침부위로의 파괴전파로 기계적 성질이 감소한 것으로 사료된다.

참 고 문 헌

1. D. Y. Maeng, S. I. Hong, C. W. Won and B. S. Chun: J. Kor. Inst. Met. & Mater., **37**(12) (1999) 1509.
2. D. Y. Maeng, J. H. Lee, S. S. Cho, C. W. Won and B. S. Chun: Mat. Sci. and Eng. A (1999) to be published.
3. D. H. Kim, D. Y. Maeng, J. H. Lee and C. W. Won: Kor. J. Mater. Res., **9**(3) (1999) 315.
4. O. R. Bergman and J. Barrington: J. Am. Ceram. Soc. **49** (1966) 502.
5. A. P. Hardt and P. V. Phung: Combustion and Flame, **21** (1973) 77-89.
6. W. C. Lee and S. L. Chung: J. Mater. Sci., **30** (1995) 1487.
7. H. M. Lee, H. L. Lee and H. J. Lee: J. Kor. Ceram. Soc., **32**(1) (1995) 11-16.
8. O. Yamada, K. Hiro, M. Koizumi and Y. Miyamoto: J. Am. Ceram. Soc., **72**(9) (1989) 1735.
9. C. Y. An and C. W. Won: Kor. J. Mater. Res. **9** (1997) 817.
10. V. A. Strunin, A. P. Dyakov, G. B. Manelis and Fizika Gorenia: Vzryva, **17**(1) (1981) 19.
11. M. Besterici and J. Ivan: J. Mater. Sci. Lett., **15** (1996) 2071.
12. Y. Zhou and D. C. Jia: Mater. Sci. Tech., **15** (1999) 569.
13. Z. Hashin and S. Strikman: J. Mech. Phys. Solids **11** (1963) 127.
14. J. D. Eshelby: Proc. Roy. Soc. **241** (1957) 376.
15. M. Vogelsang, R. J. Arsenault and R. M. Fisher: Metall. Trans. A, **17A** (1986) 379.
16. Manoharan, M and J. J. Lewandowski: Scr. Metall. **23** (1989) 301.
17. Preet M. Singh and J. J. Lewandowski: Scripta Metall. & Mater. **33**(9) (1995) 1393.
18. J. Jiang and B. Dodd: Composites, **26**(1) (1995) 62.