

용융산화법으로 제조한 Al₂O₃-SiC 세라믹스의 미세구조와 기계적 성질

김일수 · H. W. Henricke*

동의대학교 재료공학과

*Clausthal, 독일

(1994년 5월 21일 접수)

Microstructure and Mechanical Properties of the Al₂O₃-SiC Ceramics Produced by Melt Oxidation

Il-Soo Kim and H. W. Henricke*

Dept. of Materials Eng. Dongeui Univ.

*Clausthal, Germany

(Received May 21, 1994)

요 약

Al-합금의 용융체의 산화를 통해 Al₂O₃/SiC_p/금속-복합재료를 제조하여 미세구조를 관찰하고, 기계적 성질을 측정하였다. 공업용 AlSiCuZn 합금과 네 종류의 서로 다른 크기의 연마재용 SiC 입자로 1000°C, 공기중에서 96시간 열처리하여 시편을 제조하였다. 충전재로 쓰인 SiC의 성형은 도가니에 놓은 원료합금위에 그냥 쏟아 부어 일정층이 되게하거나, 슬립 주입 성형에 의하여 하였다. 밀도, 탄성율, 4점 꺾임강도와 파괴인성을 실험적으로 측정하였고, 각 시편의 파괴에너지를 계산하였다. 모든 측정결과는 꼭 같은 조건으로 처리한 고품질의 상용 알루미늄 세라믹의 결과와 비교하였다. 미세구조는 금속현미경으로, 파단면은 주사전자현미경으로 관찰하였다. 재료의 물성은 α-Al₂O₃와 SiC, 금속상(Al, Si), 각각의 분율과, 분포, 그리고 미세구조의 균일성에 크게 좌우된다. 대체로 충전입자가 작을수록 좋은 물성을 나타내었다. 본 연구에서 제조한 재료는 구성재료가 서로 맞물린 치밀한 미세구조를 갖고 있었으며, 기공율은 0.5%, 밀도가 3.3 g/cm³ 정도, 기계적 성질은 꺾임강도가 170~345 MPa, K_{IC}가 3.4~6.4 MPa√m였으며, 특히 파괴에너지는 소결 알루미늄에 비해 3배 정도 높았다. 이는 주로 파괴시에 구조내의 금속상의 소성변형에 의한 저항거동에 의한 것이다.

ABSTRACT

Five Al₂O₃/SiC/metal composites with four different particle sizes of green SiC abrasive grains are grown by the directed oxidation of a commercially available Al-alloy. Oxidation was conducted in air at 1000°C, 96 hours long. Slip casted SiC-fillers were placed on the alloy or SiC powder deposited up to the required layer thickness. Their microstructures are described and measurements of density, elastic constants, flexural strength, fracture toughness and work of fracture are reported. The results are compared with those of commercial dense sintered Al₂O₃. The properties of produced materials have a strong relationship to not only the properties of Al₂O₃, SiC, Al and Si but also to the phase share and phase distribution. The composite materials are dense (0.5% porosity), tough (K_{IC}=3.4~6.4 MPa√m), strong (σ_B=170~345 MPa) and reasonably shrinkage free producible. The reinforcements is attained mainly through the plastic deformation of ductile metal phase.

1. 서 론

산화물 세라믹스중 가장 공업적으로 중요한 재료리면 소결 알루미늄을 들 수 있다. 여러 응용분야에 훌륭한

물성을 가진 알루미늄 세라믹스가 쓰여지고 있는데, 이는 고순도, 미세분말 원료를 사용하고, 제조공정을 개선함으로써 뛰어난 미세구조를 가지며 결함이 적은 재료가 얻어졌기 때문이라 할 수 있다. 그러나 기계적 충격이나

열적 충격에 의한 응력에 더욱 잘 견디는 알루미늄을 얻기위해, 강도와 인성 그리고 열전도도 등의 물성을 더욱 개선하려는 노력은 계속되고 있다. 다른 재료를 이입함으로써 미세구조를 더욱 강화하려는 시도는 이런 노력의 일단이다. 금속상, ZrO_2 , TiC, SiC-whisker들이 강화재료로 사용되고 있다. SiC 입자도 강화재료로서의 가능성이 검토되었는데 그렇게 큰 효과를 얻지는 못하였다. Lewis와 Becher는 균일하게 분포한 SiC 입자가 인성과 열충격성은 개선시키나, 강도는 오히려 저하시킨다고 보고하였다¹⁾. 이와는 상반된 결과로 Nakahira 등은 입자크기가 2 μm 인 10 Mol%의 SiC를 이입함으로써 강도와 파괴인성이 소결 알루미늄보다 높으며, 그리고 경도가 상당히 나아진 알루미늄 세라믹스를 얻었다고 보고했다²⁾.

미국의 Lanxide Corporation에서 개발되고 많은 특허가 출원되었으며, 그래서 Lanxide process 또는 DIMOX™, DMO™(Directed Melt Oxidation) process로 불리는 새로운 알루미늄 세라믹스 제조방식은 그 특이성과 장점으로 인해 주목되고 있다^{3,4)}. Al-합금용체의 표면으로부터 $\alpha-Al_2O_3$ 가 산화하여 형성되고, 반응은 액상의 Al이 반응생성물의 모세관을 따라 Al이 다 소모될 때까지 이동됨으로써 계속적으로 이루어진다. 산화되지 않은 금속은 $\alpha-Al_2O_3$ 내에 균일하게 분포되어 금속과 세라믹이

서로 3차원적으로 맞물린 미세구조를 갖게된다. 원료 금속표면에 섬유, 입자형태의 다른 재료(충전재, filler)가 있게 되면 이 재료의 공극을 메워가며 고상의 $\alpha-Al_2O_3$ /Al 복합체가 형성되므로 $\alpha-Al_2O_3$ 를 거지로 한 다양한 복합 재료를 얻을 수 있다(Fig. 1). 미리 연고 싶은 형상으로 가공한 충전재를 쓸 경우, 충전재 외부에 성장을 막는 재료가 둘러지게 되면 복합재료층은 성장억제제에 이르기 까지만 성장한다. 이 제조법의 장점이라면 소결알루미늄보다 제조온도가 낮으며(1100°C 전후), 소성에 필수적으로 동반되는 수축이 없는 알루미늄 세라믹스를 얻을 수 있다는 것이다. 즉 열처리전에 원하는 모양과 크기로 충전재를 가공한 후, 열처리를 거치면 최종처리 가공이 많이 필요없다. 단점이라면 제조시간이 다소 길고(충성장속도는 Al_2O_3 /Al의 경우 15~25 mm/day, Al_2O_3 /SiC/Al의 경우 5~10 mm/day⁵⁾, 다른 최신 정밀 세라믹스 제조에서도 그러하듯 제조공정제어가 쉽지 않다는 것이다.

용융산화법은 세라믹기 복합재료의 제조법으로서 큰 잠재력을 갖고있다 할 수 있다. 사용합금, 제조온도, 재료 성장분위기, 충전재의 종류등에 따라 물성폭이 넓은 재료가 얻어질 수 있다⁶⁾. Al_2O_3 기 세라믹스의 충전재로는 복합재료층 성장거동을 고려할 때 SiC가 가장 적합한 재료이며⁷⁾, 실제로 Al_2O_3 /SiC입자/Al 복합재료는 가장 먼저 상품화 되었다⁷⁾. 이 재료의 기계적 성질에 관한 연구결과^{8,9)}, 특히 인성과 내마모성이 기존 소결 알루미늄보다 높다는 것은 주목할 점이다.

본 연구에서는 고온 산화 거동을 관찰한 결과, 용융산화법에 의한 알루미늄 세라믹스의 제조원료로 적합한 것으로 판단된 AlSiCuZn계 합금¹⁰⁾, 그리고 입자크기가 다른 연마제용 SiC 입자를 출발물질로 하였고, 이를 1000°C에서 성장시킨 시편으로 미세구조를 관찰하고, 곡강도와 파괴인성, 탄성률 등의 기계적 성질을 측정하였다. 또한 파괴면을 전자현미경으로 관찰하였다.

2. 실험방법

시편제조에 쓰인 알루미늄합금의 조성을 Table 1에 나타내었다. 자른 주조 알루미늄합금괴(VAW, Bonn/Germany)표면을 SiC 연마지로 연마한 후, 알루미늄이 도가니 안에 넣고, 이를 700°C에서 녹였다. 알루미늄합금을 식

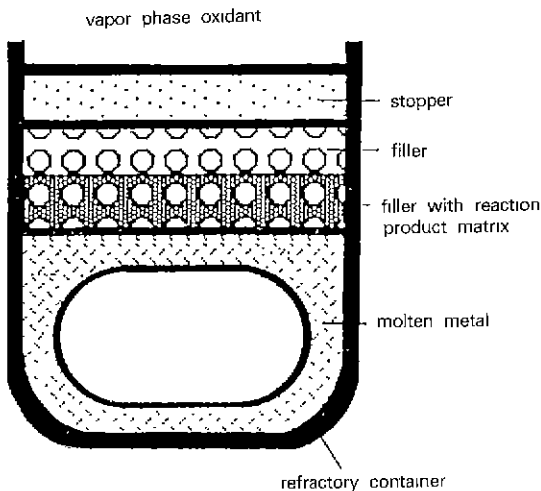


Fig. 1. Formation of ceramic matrix composites by the oxidation of molten metals.

Table 1. Composition of the Alloy Used (bal. Al)

									[mass%]
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Pb	
6.90	0.80	3.35	0.26	0.19	1.51	0.03	0.08	0.06	

Table 2. Packing Densities and Relative Densities of SiC Powders Used

	F1	F2	F4	F5
ρ_s	1.69	1.57	1.53	1.47
$\rho_s/\rho_t(\%)$	53	49	48	46

하고 그 위에 충전재 SiC 입자가 오도록 했다. SiC 입자는 사용입자 크기와 물성과의 상관관계를 보코자, 서로 다른 입경범위를 갖는 연마재용 녹색 분말 네 종류(ESK, Germany)를 썼는데, F-120(평균입경; 100 μm), F-230(평균입경; 53 μm), F-400(평균입경; 17 μm), F-500(평균입경; 13 μm)였다.

재료성장에 필요한 내화 도가니는 알루미늄 도가니를 직접 만들어 사용하였다. 서로 다른 두 형태의 도가니를 만들어 사용하였는데, 이는 열처리후 시편가공시 불필요한 절단과정을 줄이기 위해서였다. SiC 입자의 성형은 칫재, 모든 크기의 SiC를 알루미늄합금 위에 각각 그냥 쏟아 붓고 진동시켜, 총두께가 25 mm 정도 되게 하였다. 충전분말의 밀도와 이를 이론밀도로 나눈 상대값이 Table 2에 나와 있다. 둘째, F-400, F-500의 경우는 이와는 별도로 슬립 주입 성형하여, 건조한 후 이를 도가니속 알루미늄 위에 놓았다. SiC 슬립의 제조에 사용한 해교제는 polyacrylate였다. 입자들이 슬립용으로는 굵은 편이어서 성형조제를 사용했어야 했는데, Dow Chemical사의 Type XUS 400300.00 "Experimental Ceramic Binder"를 이 목적으로 사용하였다. SiC 분말과 5% 짜리 성형조제 수용액을 1:1로 폴리에틸렌 병에 담고, 해교제를 약간 떨어 뜨린 후 균일하게 섞이도록 하였다. 최적의 슬립 조건이 되도록 pH를 10 정도 되게 조절하였다¹⁴. 슬립을 거름종이를 깔 석고판 위에 놓은, 유리로 된 사각형(55 mm×50 mm)틀에 25 mm 두께가 되게까지 부었다. 형성된 판형의 SiC 덩어리를 건조한 후 재어본 밀도는 F-400의 경우 1.89 g/cm³(이론밀도의 59%), F-500의 경우 1.94 g/cm³(이론밀도의 61%)였다. 성장억제제로는 wollastonite(CaSiO₃)를 사용하였다. 위의 두 방법으로 만든 SiC 충전재 위에 성장억제제를 둘러, SiC 밖으로의 과다성장이 되지 않도록 했다. 열처리전의, 재료를 얻기 위한 도가니 단면도를 Fig. 2에 나타내었다.

위의 도가니를 전기로에 넣고 1000°C에서 열처리하였다. 승온속도는 분당 5°C, 최고온도 유지시간은 96시간이었다. 열처리후 도가니를 깨고, 남아있는 금속을 제거하였다. 이렇게 제조한 시편의 두께는 25 mm였다. F-500 SiC를 슬립으로 한 시편은 10 mm 정도밖에 성장되지 않았는데, 이는 SiC 입자간격이 좁고, 알루미늄

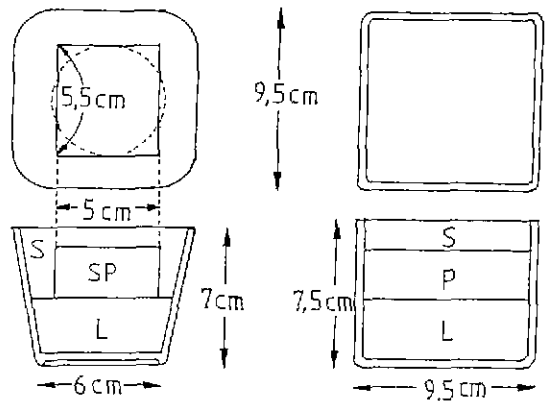


Fig. 2. Schematic cross sections of crucibles applied to the specimen production (L: alloy, P: powder, SP: slip casted powder, S: stopper).

용체와 SiC 표면의 SiO₂와의 반응에 의해 석출되는 고상의 Si가 좁은 기지제로 성장경로를 막아 지속적인 성장이 이루어지지 못한 것으로 보인다⁵.

큰 덩어리의 시편은 물성 측정 용도에 맞게 자르고 연마하였다. 물성비교를 위해 쓴 소결알루미늄은 독일 Mannheim 소재 Friedrichsfeld GmbH의 DEGUSIT AL23(0% porosity)로서, 공급받은 판형 Al₂O₃의 크기(길이×너비×높이)는 50×50×5 mm³였다. 모든 시편의 밀도는 상온에서 수은침강법을 이용하여 측정하였다. 인장탄성을 E, 전단탄성을 G, 그리고 포의송비는 파장 4 MHz의 초음파를 투과하여 측정하였는데¹², 이때 사용한 시편의 크기는 30×10×3.5 mm³였으며, 각 시편당 5회 측정한 평균값을 취하였다.

취임강도 측정 시편의 크기는 50×4.5×3.5 mm³가 되게, 그리고 파괴인성 K_{IC} 시편의 크기는 50×3×5 mm³가 되게 준비하였다. 강도, 파괴인성 측정용 시편의 모서리는 미리 SiC 연마지로 연마하여, 자를 때 생겼을 수 있을 흠을 제거하였다. K_{IC}는 single notched beam법으로 측정하였는데, 시편의 준비는 막대모양의 시편을 만들기 전, 양편을 나무리 연마한 판에 0.1 mm 두께의 다이아몬드 톱으로 1.6 mm 깊이로 긴 홈을 내었고, 이를 빗살처럼 잘라 막대시편을 준비하였다. 홈의 깊이는 시편 하나하나, 인성측정장치에 놓기전에 측정, 확인하였다. 물성치를 상대비교할 소결 알루미늄 시편도 같은방법으로 준비하였다. 연마조건에 따라 서로 기계적 물성은 편차를 보이므로, 동일한 조건을 갖추기위해, K_{IC} 측정을 위한 소결알루미늄 시편은 판 위, 아래면을 각각 1 mm 정도씩 연마하고 각 5 mm씩 잘라내어 같은 크기로 되게 하였다. 강도, 인성 모두 재료 종류당 각 10개의 시편을

각각 준비하여, 4점으로 측정하였는데, 위 span은 20 mm, 아래 span은 40 mm였다.

비파괴에너지 γ_B 는 위에서 측정한 값을 아래의 Griffith-Iwin식¹³⁾에 대입하여 계산하였다.

$$\gamma_B = \frac{K_{Ic}^2}{2 \cdot E} \cdot (1 - \nu^2)$$

제조된 모든 재료의 미세구조를 금속현미경으로 관찰하였고, 관찰되는 상의 명암도 차이를 이용한 영상분석 프로그램¹⁴⁾으로 여러개의 그림을 잡아, 이를 평균하여 각 상이 미세구조에서 차지하는 비율을 분석하였다. 꺾임강도 시험의 파단면은 주사전자현미경으로 관찰하였다.

제조된 각 재료의 구분은 아래 표식으로 하였다.

- F1 : F 120-SiC로 제조한 재료시험편
- F2 : F 230-SiC로 제조한 재료시험편
- F4 : F 400-SiC로 제조한 재료시험편
- F5 : F 500-SiC로 제조한 재료시험편
- SF4 : F 400-SiC slip으로 제조한 재료시험편

3. 결과 및 고찰

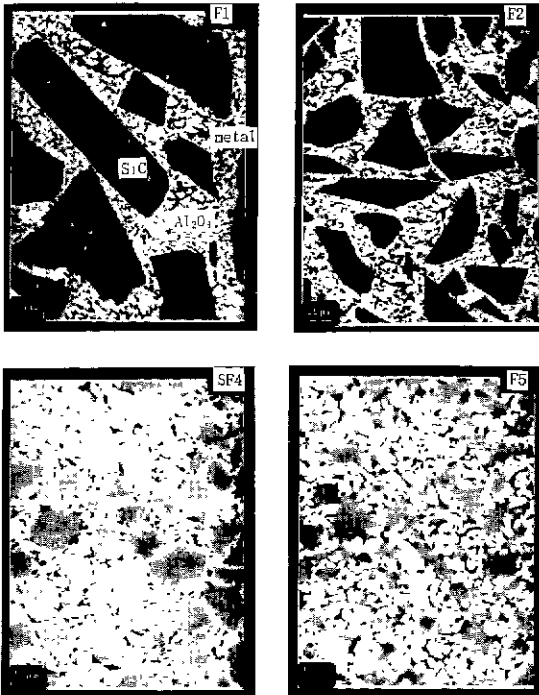


Fig. 3. Optical micrographs of the polished surface of specimens (Al, Si: dark, SiC: grey, Al₂O₃: light).

금속현미경으로 관찰한 각 재료의 미세구조를 Fig. 3에 나타내었다. SiC의 크기외의 대체적인 결보기는 다를바가 없다. 모든 SiC 입자는 SiC 표면의 SiO₂층과 Al용체의 반응(4Al_(l) + 3SiO_{2(s)} → 3Si_(s) + 2Al₂O_{3(s)}, $\Delta G^\circ = -164720 - 750T \log T + 59.94 \text{ cal/mol} \cdot K$)에 의해 Al₂O₃ 기지상과 잘 결합되어 있다. 열처리 온도에서 환원된 Si는 고상으로 석출되므로, SiC 입자간격이 좁으면 석출된 Si가 Al용체의 흐름경로를 막아 성장이 더디게 된다. 다시말해 충전입자크기가 작을수록, 충전밀도가 높을수록, 두꺼운 재료를 얻기가 어려울 가능성은 커진다.

슬립으로 한 SiC의 경우는 입자가 균일하게 분포되어 있음을 볼 수 있고, 똑같은 크기의 SiC라도 쏟아부어 충전한 경우는 종종 불균일한 입자분포를 보여준다(Fig. 4(a)). F-500 SiC의 경우는 더욱 그 경향이 뚜렷하다(Fig. 4(b)). 미세한 입자일 수록 비표면적이 크고, 따라서 입자간의 마찰이 많아지게 되므로 입자의 균일한 분포가 더욱 어렵게 된다. 쏟아부어 충전한 입자의 경우 보이는 입자분포의 불균일성은 이런 연유일 것이다. F5의 경우 관찰의 시험준비를 하면서 재료를 연마할 때 금속선을 따라 쉬 갈라지는 경우도 있었다. 복합재료에서 강화재료가 입자일 경우 강화제의 균일한 분포는 중요한데, 특히 주입공정을 통한 복합재료의 제조에서 강화제는 가급적 균일하고 치밀하게 자리잡아야 한다¹⁰⁾. 분말충전에 있어서는 입자의 형상과 입자크기분포가 Preform의 밀도를 결정하는 변수이다. 성형법 중에는 슬립주입방법이 가장 균일하고 치밀한 충전을 얻을 수 있는 것으로 알려져 있다. 등가압성형에서 압력이 세면 밀도가 높아지는 것은 사실이지만, 입자분포의 불균일성의 경향은

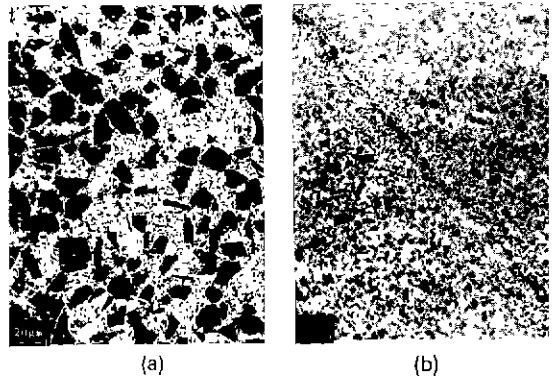


Fig. 4. Local Inhomogeneous distributions of SiC-particles in the microstructure.

- (a) specimen with 17- μ m SiC (F4)
- (b) specimen with 13- μ m SiC (F5)

쏟아 부어 진동시킨 무가압성형과 다를 바 없다¹⁷⁾.

각 재료의 미세구조를 영상분석하여 얻은 상분율은 Table 3과 같다. 여기에서 행한 영상분석은 흑백상으로서, 각 상의 명암차에 의해 하게되므로, 상끼리의 명암차가 뚜렷하지 못하거나, 많은 종류의 상이 구분되어야 하는 경우에는 어느정도의 부정확성의 문제가 있을 수 있다. 여기에서는 금속상, SiC, α-Al₂O₃, 기공순으로 명암이 잘 구분되어, 별 문제가 되지 않았다. 금속상중 Al과 Si간의 구분은 불가능했다.

SiC의 상대 충전밀도(Table 2)에 비해 재료내의 SiC 분율이 조금 적는데, 큰 의미는 없으나 표면의 SiO₂ 때문이라 볼 수 있을 것이다. 슬립주입 성형한 SF4 시편의 경우 SiC가 제일 많고, 따라서 α-Al₂O₃와 금속이 상대적으로 적다. 기공율은 0.5% 정도로서 큰 차이를 보이지 않는다. 각 재료의 밀도, 그리고 초음파측정장치를 이용해 산출한 인장탄성계수 E, 전단탄성계수 G, 또 프와송비 ν값을 Table 4에 같이 나타내었다. 밀도는 3.3 g/cm³

정도로서 가볍고, 탄성율은 대체로 소결알루미나 값보다 작으며, 프와송비는 조금 큰 편이다.

Table 5는 꺾임강도값, K_{IC}값의 평균치와 값의 범위를 함께 나타낸 것이다. 용융산화법으로 제조된 재료의 강도와 인성은 시편의 금속함량, 그리고 SiC 입자크기와 큰 연관성을 갖고 있음을 알 수있다. 강도값은 소결알루미나 세라믹에 비해 높다고 말할 수 없으나 파괴인성은 큰 SiC 입자를 사용한 경우는 비슷하고, 그 외에는 소결알루미나의 경우보다 높다. 미세한 SiC 입자를 사용할수록 강도와 인성이 높은 재료가 얻어진다. 이런 경향은 분말야금방식으로 제조한 Al₂O₃/SiC 복합재료에서도 보여진다²¹⁾. 그러나 Pickard²⁰⁾ 등은 SiC입자가 작을수록, 본 연구결과와 마찬가지로 강도는 높으나, 인성은 이와 반대로 나빠지는 결과를 얻었으며, 이는 SiC 입자가 클수록 파괴진행을 막는 frictional bridging 효과가 커데 기인한다 하였다. 또 금속함량이 높을수록 더욱 질긴 재료를 얻을 수 있음을 알 수 있는데, 이는 다른 충전제를 사용하여 용융산화법으로 성장시킨 경우에도 나타나는 경향이다²⁰⁾. Griffith-Iwin식으로 계산한 비파괴에너지값을 Table 6에 나타내었다. K_{IC}값은 평균값을 대입하였다. 재료를 파괴시키는데 필요한 에너지는 본 연구에서 만들어진 재료가 소결 알루미나 세라믹보다 더 필요한데, 많게는 3배까지 드는 것을 알 수 있다.

Fig. 5는 전형적인 파괴단면이다. (b)는 (a)를 확대한 것이다. 파괴단면의 미세구조는 사용된 SiC 입자크기에

Table 3. Phase Share Values of Materials Produced [vol.%]

	F1	F2	F4	SF4	F5
α-Al ₂ O ₃	39.9	40.8	41.2	30.4	43.1
SiC	51.3	47.1	46.8	59.7	45.7
Al, Si	8.5	11.7	11.6	9.3	10.7
Pore	0.3	0.4	0.4	0.6	0.5

Table 4. Measured Densities, Elastic and Shear Constants and Poisson's Ratios of Specimens

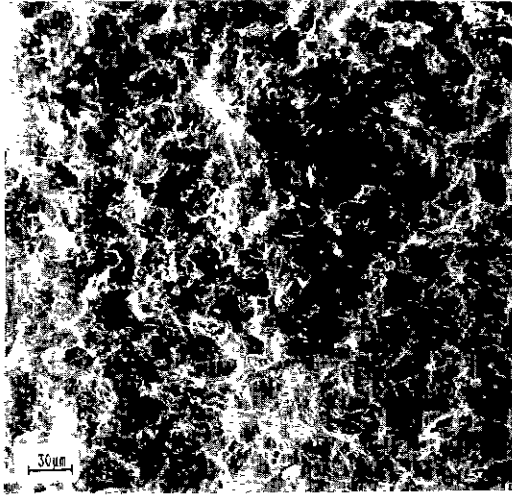
	F1	F2	F4	SF4	F5	AL23
ρ _r (g/cm ³)	3.32	3.33	3.36	3.30	3.41	3.81
E (GPa)	261	251	308	336	328	350
G (GPa)	100	98	121	133	123	140
ν	0.30	0.29	0.28	0.25	0.27	0.25

Table 5. Modulus of Rupture and Fracture Toughness of Materials Produced

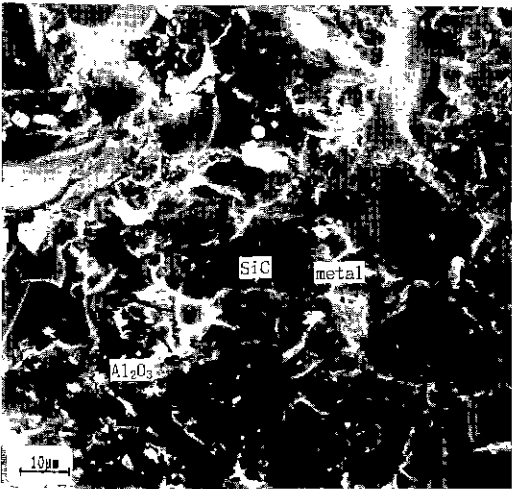
	F1	F2	F4	SF4	F5	AL23
σ _B (MPa)	170	205	286	294	345	338
	156~186	199~210	271~308	276~313	331~363	307~362
K _{IC} (MPa√m)	3.6	4.7	6.0	5.0	6.2	3.7
	3.5~3.8	4.4~4.9	5.7~6.3	4.8~5.3	5.9~6.5	3.5~3.8

Table 6. Calculated Fracture Energies of Materials Produced

	F1	F2	F4	SF4	F5	AL23
γ _B (J/m ²)	22.6	40.3	53.9	34.9	54.3	18.3



(a)



(b)

Fig. 5. SEM photographs of typical fracture surface of the specimen with slip casted 17- μ m SiC (SF4).

별 관계없이 유사한 경향을 보였다. Al_2O_3 기지와 SiC 입자는 입자를 관통하면서 파괴가 진행되는(transgranular) 경향을 보여주고 있다. 또한 파괴 경로는 Al_2O_3 기지, SiC 입자와 잘 결합된 금속상(입자 사이의 합계 나타나는 부분)을 지나면서 금속상을 변형시킨 것을 알 수 있다. 즉 세라믹상은 파괴를 야기한 crack을 통과시켰으나, 금속상은 특유의 인성으로 crack의 진행을 막으면서 변형되어, 그 결과 접이나 선형태로 파괴 단면에 남게 된 것이다. 금속상이 소성변형을 함으로서, 파괴 진행시 그 충격을 흡수하여 세라믹 재료의 인성을 증대시키는 것은

세라믹기 금속 복합재료의 주된 강화 메커니즘인데¹⁸⁻²¹⁾, 이것은 세라믹상과 금속상이 잘 결합되어 있을 경우이다. 금속 Al과 그 산화물 $\alpha-Al_2O_3$ 의 특징면은 결정격자거리가 거의 같아 구조적으로 잘 맞아서²²⁾ 안정한 계면을 갖고 서로 결합하고 있으며, Al에 의해 환원된 금속 Si도 상온에서는 구조적으로 기지상과 SiC에 잘 결합되어 있다고 볼 수 있다.

세라믹기 복합재료에서 입자를 강화재로 하여 재료를 강화시키는 경우, 입자와 매트릭스와의 결합이 좋다면 구성재료의 열팽창계수가 재료강화효과에 중요한 변수 역할을 한다. $\alpha-Al_2O_3$ 의 열팽창계수($8.8 \times 10^{-6} K^{-1}$)는 SiC의 열팽창계수($4.7 \times 10^{-6} K^{-1}$)보다 크고, 이 경우 각 재료의 파괴에너지에 관계없이 SiC 주변에 radial crack이 형성되어, 파괴는 입자를 관통하며 진행된다²³⁾. 이 crack은 파괴진행 전에는 미세구조상으로 관찰되지 않고, 응력상태로 SiC 주변에 존재하는 것으로 미루어진다. 강화입자를 관통하면서 파괴가 진행되는 경우는 다른 연구결과^{2,15)}나, Al_2O_3/TiC 복합재료의 파괴거동²⁴⁾에서도 관찰되었다. 열팽창계수차로 인한 강도 저하 현상은 입자가 작을수록 덜하다. SiC 입자가 작으면 SiC 주변의 radial crack의 크기도 작아지므로 입자가 큰 경우보다 덜 해로운 것이다. Pickard⁸⁾가 주장한 SiC의 frictional bridging 효과는 파단면 관찰로는 확인하기 어려웠다. 국부적으로 그런 관찰이 가능했는지는 모르나, 열팽창계수 관계로 살펴본 파괴거동으로는 일반적인 현상이 아닌 것으로 믿어진다.

4. 결 론

AlSiCuZn 합금에다 서로 다른 네 종류 입경의 SiC 분말을 충전재로 사용하여 1000°C 에서 용융산화법으로 얻은 재료로 기계적 성질을 측정하고 미세구조를 관찰한 결과는 다음과 같다.

1) 얻은 재료는 30~40%의 Al_2O_3 기지, 45~60%의 SiC, 10% 정도의 금속상, 그리고 0.5% 정도의 기공을 가지며, 밀도는 $3.3 g/cm^3$ 정도이다.

2) SiC 입자의 성형은 입자의 균일분포 측면에 따른 재료의 신뢰성을 고려할때, 슬립 주입법이 바람직하다. 그러나 13 μ m-SiC 입자를 슬립주입 성형한 시편은 10 mm 두께의 재료밖에 얻어지지 않았는데, 이것은 입자 간격이 좁아, 반응에 의한 Si 석출로 인해 기지재료의 계속적인 성장이 저해되었기 때문이다.

3) 인장탄성율은 250~340 GPa, 전단탄성율은 100~130 GPa로서 같은 조건에서 측정된 소결알루미나의 값

(각각 350, 140)보다 낮았다.

4) SiC 입자가 작을수록 대체로 강도값이 높았는데, 소결알루미나에 비해서는 낮거나 조금 높았다.

5) 파괴가 진행될 때 금속상의 소성변형에 의한 저항 때문에 파괴인성은 소결알루미나에 비해 1~1.6배 정도의 값을 나타내었으며, 파괴에너지는 3배까지 높았다.

후 기

독일요업학계의 큰 기둥이었던 Hans Walter Henricke 교수는 1993년 10월 10일 암과의 투병끝에 67세를 일기로 永眠하였다. 독일요업학회의 주요직과, 클라우스탈 공대에서 30년간 봉직하며, 총장을 역임했던 Henricke 교수는 발표한 학술논문이 250여편에 이르고, 100명에 가까운 박사를 배출하였다. 경험과 이론을 두루 갖췄던 그의 강의는 명강으로 유명하여, 학자로서 그리고 스승으로서 큰 발자취를 남겼다. 삼가 명복을 빈다.

REFERENCES

1. D. Lewis and P.F. Becher, "Thermal Shock Behavior in Al₂O₃-Based Composites," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **1**(7-8A), 634-643 (1980).
2. A. Nakahira et al., "Microstructure and Mechanical Properties of Al₂O₃-SiC Composites," *J. Ceram. Soc. Japan*, **94**, 767-772 (1986).
3. M.S. Newkirk et al., "Formation of Lanxide™ Ceramic Composite Materials," *J. Mat. Res.*, **1**, 81-89 (1986).
4. M.S. Newkirk et al., "Preparation of Lanxide™ Ceramic Matrix Composites: Matrix Formation by the Directed Oxidation of Molten Metals," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **8**(7-8), 879-885 (1987).
5. I.S. Kim and H.W. Henricke, "Al₂O₃ Matrix Composites with Different Fillers by Melt Oxidation of the Al-Alloy," *cfi-Ber DKG*, **70**(8), 408-411 (1993).
6. P. Barron-Antolin et al., "Properties of Fiber-Reinforced Alumina Matrix Composites," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **9**(7-8), 759-766 (1988).
7. A.W. Urquhart, "Molten Metals sired MMCs, CMCs," *Adv. Mat. & Proc.*, (7), 25-29 (1991).
8. S.M. Pickard et al., "The Mechanical Properties of Ceramic Composites Produced by Melt Oxidation," *Acta Metall. Mat.*, **40**(1), 177-184 (1992).
9. R.K. Dwivedi, "Friction and Wear Properties of Ceramic Matrix Composites Produced by Melt Oxidation," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **12**(12), 2203-2221 (1991).
10. I.S. Kim and H.W. Henricke, "Oxidationsverhalten von AlSiCuZn-Legierungen bei 900 bis 1300°C," *ALUMINIUM* **68**(7), 592-597 (1992).
11. L. Frassek, "Formgebung ber tonfreie Schlicker in der Keramik," Diss. T.U. Clausthal, (1988).
12. K.J. Leers and H. Dörr, "Untersuchungen der Elastischen Konstanten Nichtmetallischen Schwingungen," *Tonind. Z.* **100**, 74-80 (1976).
13. F.B. Kleinlein, "Untersuchungen zum Rißwiderstand." Fortschritt-Berichte, Bruchverhalten keramischer Werkstoffe-Methode und Ergebnis, Reihe 18, No. 1 (1981).
14. W.H. Reschke et al., "Poren-und Bildanalyse durch Bildauswertung mit einem AT-Rechner," pp. 145-147 Kurzreferat, Jahrestagung DKG in Nürnberg (1990).
15. E. Manor et al., "Microstructure Evaluation of SiC/Al₂O₃/Al-Alloy Composites Produced by Melt Oxidation," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**(7), 1777-1787 (1993).
16. R.W. Rice, "Mechanisms of Toughening in Ceramic Composites," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **2**(7-8), 661-701 (1981).
17. F.F. Lange et al., "Powder Processing and Densification of Ceramic Composites," pp. 309-318 in Mat. Sci. Res. Soc. 155, Processing Science of Advanced Ceramics (1989).
18. I.S. Kim and H.W. Henricke, "Composites made by Directed Oxidation of Al-Alloy with Aluminosilicate Fibers," *Interceram* **41**(2), 75-78 (1992).
19. C.A. Andersson and M.K. Aghajanian, "The Fracture Toughening Mechanisms of Ceramic Composites containing Adherent Ductile Metal Phase," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **9**(7-8), 621-626 (1988).
20. L.S. Sigl et al., "On the Toughness of Brittle Materials Reinforced with a Ductile Phases," *Acta Metall.*, **36**(4), 945-953 (1988).
21. B.D. Flinn et al., "Fracture Resistance Characteristics of a Metal Toughened Ceramic," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76**(2), 369-375 (1993).
22. L.H. Van Vlack, "The Metal-Ceramic Boundary," *Metals Engineering Quarterly* **5**(11), 7-12 (1965).
23. F.F. Lange, "Fracture of Brittle Matrix, Particulate Composites" pp. 1-44 in *Composites Materials Vol. 5*, Fracture and Fatigue, ed. by L.J. Broutman, (1974).
24. R.P. Wahi and B. Ilschner, "Fracture Behavior of Composites based on Al₂O₃-TiC," *J. Mat. Sci.*, **15**, 875-885 (1980).