

Al-합금의 단열섬유판 반응침투에 의한 Al_2O_3 -세라믹스의 형성

김 일 수

동의대학교 재료공학과

(1997년 4월 21일 접수)

Formation of Al_2O_3 -Ceramics by Reactive Infiltration of Al-alloy into Insulation Fiber Board

Il-Soo Kim

Dept. of Materials Eng. Dongeui Univ.

(Received April 21, 1997)

요 약

두 종류의 상용 섬유단열판에 Al-합금을 용융산화시켜 Al_2O_3 /금속 복합재료를 제조하였다. 복합재료의 성장속도와 조성 그리고 미세구조에 관하여 연구하였다. 공업용 AlZnMg(7075) 합금을 모합금으로 사용하였고, 혼합다결정성 섬유와 유리상 섬유를 충전재로 사용하였다. 합금의 성장전면은 SiO_2 로 덮기도 하였다. SiO_2 분말은 초기성장속도를 측정하는 역할을 하므로 사용하지 않은 것과 성장거동을 비교하기 위한 것이었다. Al-합금, (SiO_2), 섬유판을 차른 것, CaSiO_3 순서로 알루미나 도가니에 적층하고 900°C와 1200°C사이의 온도범위에서 각각 산화시켰다. 복합재료층의 성장속도는 성장단위면적(cm^2)당 무게 증가(g)값을 계산하여 나타내었다. X-선 회절분석과 광학현미경으로 만들어진 재료의 조성과 그 양을 측정하고, 미세구조를 관찰하였다. 1200°C에서 SiO_2 를 사용한 경우 성장속도가 빨랐다. 성장거동은 사용한 합금에 따라 다소 차이를 보였다. 복합재료는 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, Al, Si 그리고 기공으로 이루어져 있었다. 1000°C에서 성장시킨 경우가 1200°C에서 성장시킨 경우보다 치밀한 미세조직을 보였다.

ABSTRACT

Al_2O_3 /metal composites were fabricated by oxidation and reaction of molten Al-alloy into two types of commercial Al_2O_3 - SiO_2 fibrous insulation board. The growth rate, composition and microstructure of these materials were described. An AlZnMg(7075) alloy was selected as a parent alloy. Mixed polycrystalline fiber and glass phase fiber were used as a filler. The growth surface of an alloy was covered with and without SiO_2 . SiO_2 powder was employed as a surface dopant to aid initial oxidation of Al-alloy. Al-alloy, SiO_2 , fiber block and growth inhibitor CaSiO_3 were packed sequentially in a alumina crucible and oxidized in air at temperature range 900°C to 1200°C. The growth rate of composite layer was calculated by measuring the mass increase(g) per unit surface(cm^2). XRD and optical microscope were used to investigate the composition and phase of composites. The composite grown at 1200°C and with SiO_2 dopant showed rapid growth rate. The growth behavior differed a little depending on the types of fiber used. The composites consist of $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, Al, Si and pore. The composite grown at 1000°C exhibited better microstructure compared to that grown at 1200°C.

Key words : DIMOX process, C⁴, Al_2O_3 composites, AlZnMg-alloy, Fibrous insulation board

I. 서 론

구조재료로서 세라믹재료의 개발지향점은 높은 강도, 인성, 내마모성, 내열성, 급격한 온도변화에 잘 견딜 것, 그리고 생산비가 적게 들 것 등으로 요약 될 수 있다. 세라믹스의 본래의 장점을 살리면서, 파괴인성 및 신뢰성

이 향상된 세라믹재료를 만들기위한 노력은 크게 두 가지 방향으로 이루어지고 있다.

첫째, 부서지는 원인이 되는 결함을 원천적으로 없애거나 줄이는 것이다. 그러기 위해 표면연마를 아주 곱게 한다든지, 아주 미세하고 순도가 높은 출발물질을 사용한다든지, 공정을 아주 청정하게 관리하여 불순물의 유

입을 인위적으로 막는 방법이 사용되고 있다. 둘째로는 결합이 원인이 되어 생기는 균열의 진행을 방해함으로서 재료의 인성을 높이며, 깨어지더라도 서서히 파괴가 진행되도록 장애물(강화재)을 세라믹재료 내에 심는 것, 즉 복합재료의 개발이다. 첫번째는 수동적인 방법이며, 한계가 있을 수 밖에 없지만, 두번째 방법은 개발방법이 다양하다는 측면에서 가능성이 무한하다고 할 수 있어서 더욱 연구가 활발하다.

이들 재료들은 대부분 원료조합, 성형, 소결과정을 거쳐 만들어지는데, 건조, 소결시에 발생하는 수축, 강화역할을 하는 재료를 매트릭스 재료 안에 균일하게 분포시키기 어려움, 생산비가 높은 것 등이 해결해야 할 과제이다. 특히 정밀 요업제품의 경우에는 소성후의 가공을 통해 최종크기 및 치수를 갖게 되므로, 생산비용이 높아지게 된다. 소성후의 제품크기, 모양이 원하는 형태에 가깝다면, 제조단가가 많이 낮아 질 수 있다. 이런 관점에서 “near net shape”라는 용어가 세라미스트에게 많이 회자되고 있다.

near net shape로 제조하는 방법으로서는 반응소결법과 주입법이 널리 쓰이고 있지만 미국의 Lanxide Co.의 Newkirk 등¹⁾에 의해 개발되어, Lanxide- 또는 DMOX-(Directed Melt Oxidation) process로 알려진 용융산화법도 유망하다. 이 방법을 종래의 방법과 비교할 때, 다양한 복합재료를 비교적 낮은 제조온도에서 수축이 거의 없이 얻을 수 있다는 것이 특징이다. 이 방법으로 제조한 복합재료는 기본적으로 금속이 약 3~20%정도 존재하므로 금속의 높은 인성이 세라믹스의 취약성을 보강해 주게된다. 결국 제조원수가 싸며, 과괴인성도 개선할 수 있고, 얻고자 하는 최종형상에 가까운 제품을 용융산화법으로 얻을 수 있을 것으로 기대된다.^{2,3)} 산화성이 강한 용융금속이 표면으로부터 산화됨으로서 산화물 매트릭스를 형성하고, 산화하지 않은 용융금속은 세라믹 매트릭스 내에 균일하게 분포하여 금속상과 세라믹상

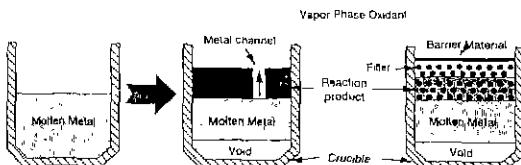


Fig. 1. Formation of ceramic matrix composites by the directed oxidation of molten metals

이 서로 맞물린 미세구조를 갖는다. 충전재(filler)로 섬유나 입자를 사용하면 더욱 다양한 복합재료를 얻을 수 있다(Fig. 1).

산화성이 강한 Al이 다른 산화물을 침투 반응하는 성질을 이용한 세라믹스 제조방법의 하나로서 C⁴(Continuous Ceramic Composites)이 최근 알려졌다.^{4,5)} 이 재료는 Al에 의해 환원이 가능한 SiO₂계 세라믹스 또는 유리를, Al-용탕에 담아 환원시킴으로서 Al₂O₃/금속 복합재료를 얻는 방식인데, 미세구조는 충전재 없이 용융산화법에 의해 얻은 재료와 유사하다.

본 고에서는 최근 축로에 많이 쓰이는 섬유 단열판을 충전재로 사용하여 용융산화법과 C⁴ 제조방식을 혼합한 방법으로 Al₂O₃-복합재료를 얻고자 하였다. 단열섬유판은 단열성과 열충격성이 뛰어나고 열용량이 작은데다, 가볍고 가공이 쉬워 축로시간을 단축시킬 수 있다. 이와 같은 특성때문에 에너지 절감의 시대적 요구에 맞추어 그 사용도가 증가하고 있다. 이외에도 스페이스 셔틀에 실리카 단열섬유가 열차폐액으로도 사용된 것은 유명하며, 금속 복합재료의 강화재라든지, 세라믹 필터로서도 그 활용도가 높아지고 있다.

Al-합금으로는 용융산화법의 모합금으로 그 적합성이 검증된 바 있는 7075 Al-합금을 사용하였다. 이 합금 위에 두 종류의 상용 단열판을 각각 놓고 복합재료층 성장 속도를 무게증가로 측정하였으며, 생성된 복합재료의 미세구조를 관찰하고, 조성을 확인하였다.

2. 실험

복합재료를 제조하기 위해 사용한 7075 Al-합금의 화학적 조성은 Table 1과 같다. 7075합금은 공식적으로 AlZnMg합금으로 알려져 있으나, Mg, Zn외에도 Cu가 다소 존재하며, 다른 원소들도 미량 존재하고 있다. Al 합금이 용융침투될 섬유판으로는 실험용 축로에 널리 쓰이는 두 종류의 섬유단열판을 선정하였다. 하나는 결정상이 주 상인 섬유로서 1600°C이하 용도로 사용되는 것이며, 또 하나는 유리상의 alumina silicate 섬유로서 1400°C이하 용도로 사용되는 것이다. 각 섬유의 X-선회절분석결과를 Fig. 2에 나타내었다. 위에 나타낸 섬유는 다소의 유리상이 있으나, α -Al₂O₃가 가장 주된 상이며, Mullite와 θ -Al₂O₃상의 존재가 확인되고 있음을 알 수 있다. 아래의 섬유는 비정질이다. Fig. 3에 SEM으로

Table 1. Chemical Composition of used Alloy (bal. Al)

Mg	Zn	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti
2.1~2.9	5.1~6.1	1.2~2.0	0.2~0.4	<0.4	<0.5	<0.3	<0.2

관찰한 두 섬유의 미세구조를 보였다. Fig. 3(a)의 덩어리 형태의 산화물은 없으나 물방울 형태의 섬유끌단이 관찰된다. 용액방사후 급냉되면서 생길 수 있는 모습이다. Fig. 3(b)의 유리상의 섬유에는 많은 덩어리 등이 혼재하고 있음을 알 수 있는데, 이들은 용액방사법으로 생산되는 저급단열섬유에는 늘 관찰되는 모습이다.

Table 2에는 각 섬유판의 화학조성과 특성을 나타내었다.

봉 형태로 공급된 합금을 20 mm 직경으로 선반가공한 후 일정길이(25 mm)로 절단하였다. 실린더의 한 면을 SiC연마지 600번으로 연마한 다음 이 면을 위로 하여 내경 20 mm, 높이 30 mm의 알루미나 도가니에 넣었다. 7075합금의 산화거동에 대해서는 산화촉진재인 SiO_2 가 있어야 산화가 원활한 것으로 보고된 바 있다.⁹⁾ 그런데 본 연구에서 사용한 단열섬유판은 Al-금속이 열

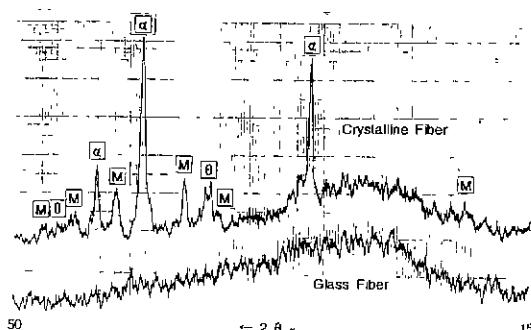


Fig. 2. X-ray diffractogramm of used fiber board

역학적으로 환원시킬 수 있는 성분을 자체 포함하고 있으므로 번거로운 산화촉진재의 도포가 불필요할 수도 있다. 그래서 산화촉진재 없이 산화가 원활한지를 알아보자, 한편으로는 산화촉진재 없이 또 한편으로는 합금 위에 0.3 g/cm²의 SiO_2 를 깔아 산화실험을 행하였다. 사용한 SiO_2 는 Junsei Chemical Co.(일)의 시약급으로서 입경은 12~20 μm였다. 그 위에 25 mm두께의 단열섬유판을 실린더 형태로 가공하여 얹었다. 단열재 위에는 이상성장을 막기 위한 성장억제재(Growth inhibitor) CaSiO_3 분말(시약급 일본 Wako pure chemical Ind. Ltd.)을 놓았다.

산화온도는 900°C~1200°C로 100°C간격으로 설정하였으며, 승온속도는 5°C/min, 최고온도유지시간은 최장 50시간으로 실험하였다. 매 10시간마다 무게증가량을 측정함으로서 산화반응의 정도를 기록하였다. 산화실험을 끝낸 시편은 세로로 절단하여 미세구조를 광학현미경으로 관찰하였다. 복합재료를 구성하는 상을 확인하기 위하여 시편을 분쇄하여 XRD로서 상분석을 행하였으며 이때의 분석조건은 $2\theta=28^\circ\sim54^\circ$, 주사속도는 2°/min으로 하였다. 반응물의 상분율은 미세구조를 형광분석기를 사용하여 측정하였다. Fig. 4는 실험과정을 도식화한 것이다.

3. 결과 및 고찰

AI합금의 용융산화에 의해 재료가 생성될 때, 충전재

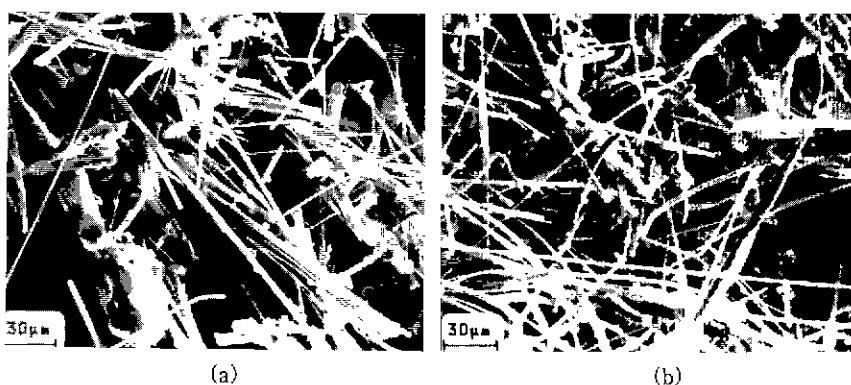


Fig. 3. SEM-photographs of used fiber board. (a) mixed crystalline fiber (b) glass fiber

Table 2. Characteristics of used Fiber Insulation Boards

	Chemical composition [mass%]			Classification Temperature	Density[g/cm ³]	Porosity[%]
	Al_2O_3	SiO_2	ZrO_2			
Crystalline Fiber	65	35	-	1600°C	0.25	94
Glass Fiber	45	30	25	1425°C	0.32	92

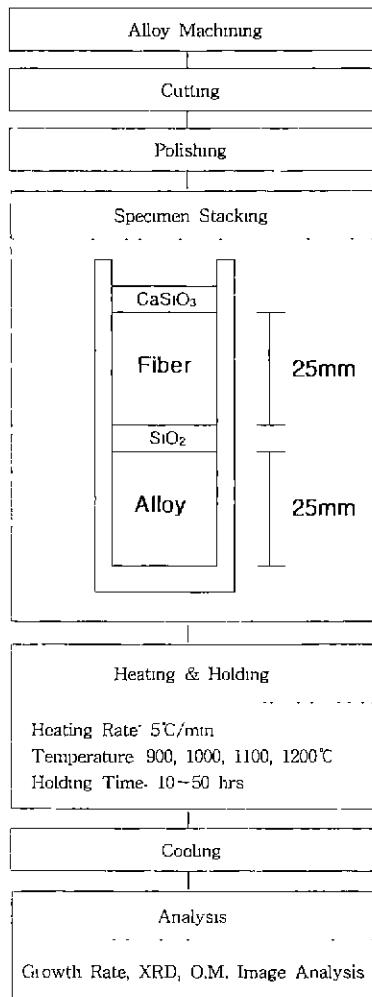


Fig. 4. Flow chart for the experimental procedure

없어도 Al_2O_3 /금속 복합재료의 제조가 가능하다. 그러나 이 경우 얻고자 하는 제품의 크기나 첫수 제어가 어렵기 때문에 특정한 프리폼을 제조하여 충전재로 삼는 것이 현실적이다. 용융산화가 프리폼의 공극을 채우면서 이루어져, 사용 충전재/ Al_2O_3 /금속 복합재료가 near net shape로 얻어지게 되는 것이다. 충전재로서는 SiC , Al_2O_3 입자, SiC 섬유가 유망한 것으로 알려졌으며, 프리폼의 성형은 압축성형, 주입성형에 의해 이루어지고 있다. 본 연구에서 사용한 산화물 섬유단열판은 가공하기가 대단히 쉬워서, 다른 SiC , Al_2O_3 등의 충전재보다 프리폼의 제조가 용이하고, 복잡한 형상의 프리폼도 쉽게 제조할 수 있으므로, 그 간편성이 장점으로 부각될 수 있을 것으로 생각된다.

Fig. 5는 산화촉진재 SiO_2 를 깔지 않고 결정성 섬유를 사용하여 성장시킨 복합재료의 성장거동이다. 매 10시

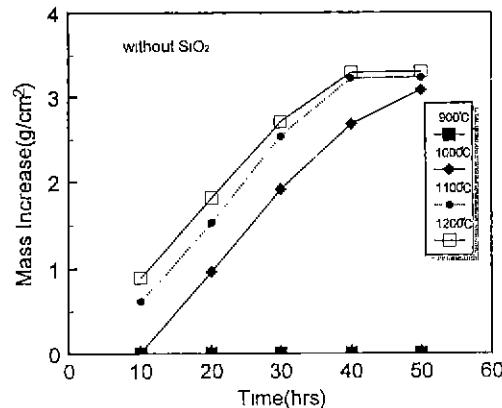


Fig. 5. Growth of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composite layer without SiO_2 surface dopant reaction infiltrated into mixed crystalline fiber board

간 후마다 도가니를 로명한 후 꺼내어 무게를 측정하고, 무게증가치를 성장단면적 $\pi(3.14)\text{cm}^2$ 로 나누어 성장속도를 표기하였다. 900°C에서는 거의 무게증가가 일어나지 않았다. 이후의 증가 경향은 비슷하며, 성장온도가 높을수록 성장이 빨랐다. 1000°C에서부터 무게증자가 거의 선형으로 일어났으며, 속도는 시간증가에 따라 다소 둔화되고 있음을 알 수 있다. 이 온도에서 10시간 후에는 산화가 거의 일어나지 않았었다. 따라서 1000°C에서의 성장곡선은 S자 형태에 가깝다고 할 수 있다. 이런 거동은 성장잠복기가 있는 경우에 나타나는 현상이다. 1100°C 이후에서는 거의 선형적으로 증가하고 있다. 1000°C에서 50시간 성장시켰더니 거의 성장이 완료되었으며, 총 두께가 25 mm에 이르렀다. 1100°C와 1200°C에서는 이보다 10시간 빨리 최고성장치에 이르렀다.

시간이 지남에 따라 성장속도가 감소하는 현상은 성장에 거시적 복합재료의 성장에 중요한 역할을 하는 힙금 내 Mg와 Zn원소가 시간이 지나면서 증발에 의해 그 양이 조금씩 감소하는 것이 원인으로 생각될 수 있다.^{11,14)} 성장잠복기는 두 원소가 성장최전면으로 떠 오르면서 MgAl_2O_4 또는 ZnO 를 형성하고, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 핵을 형성한 후 거시적 성장을 하는데 요하는 시간이다.^{10,15)} 900°C에서 성장이 일어나지 않는 것은 거시적 산화에 필요한 산화물의 핵형성이 이 온도에서는 발생하기 어렵기 때문으로 생각된다. 산화촉진제 SiO_2 를 사용하게 되면 $4\text{Al}+3\text{SiO}_2 \rightarrow 2\text{Al}_2\text{O}_3+3\text{Si}$ ($\Delta G^\circ = -164720 - 7.5\text{T} \log T + 59.94\text{T}$ cal)반응에 의해 초기산화가 촉진됨으로서⁹⁾, 성장잠복기가 줄어들거나 없어진다. 이런 경향은 Fig. 6의 1000°C의 거동에서도 성장잠복기가 다소 줄어드는 것으로 새삼 확인할 수 있다. Fig. 5에서 1100°C 이상의 온도에서 이와 같은 성장잠복기가 없는 것은 결정성 섬유내에도 Al에 의해

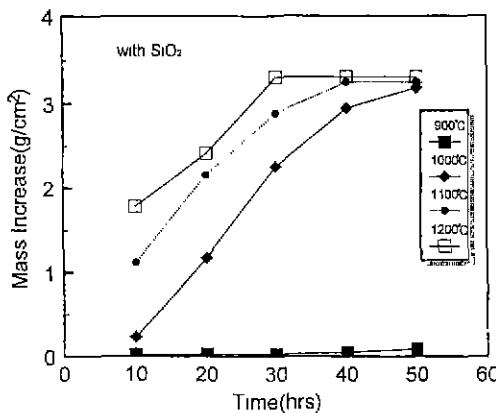


Fig. 6. Growth of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composite layer with SiO_2 surface dopant reaction infiltrated into mixed crystalline fiber board

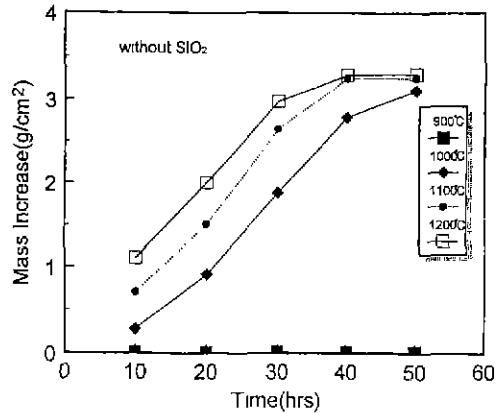


Fig. 7. Growth of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composite layer without SiO_2 surface dopant reaction infiltrated into glass fiber board

환원될 수 있는 성분이 있기 때문이다. Fig. 2에서 확인한 바 있는 몰라이트 성분은 $3(3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2) + 8\text{Al} \rightarrow 13\text{Al}_2\text{O}_3 + 6\text{Si}$ ($\Delta G_f = -335605 - 15T \log T + 59.64T$ cal)로서 성장온도에서 큰 음의 값을 갖는다. 따라서 충분히 산화촉진효과를 가져올 수 있다. 그리고 그외에도 유리상이 다소 결정성 섬유내에 포함되어 있음으로 이 유리상도 Al 에 의해 환원될 수 있다. Fig. 6은 산화촉진재 SiO_2 를 Al -합금과 섬유층사이에 0.3 g/cm² 사용한 경우로서 전반적으로 산화속도가 Fig. 5의 경우보다 빠른 것을 알 수 있다. SiO_2 가 성장잠복기를 줄이고 초기성장속도를 올림에 기인하는 현상이다. 1200°C에서는 30시간 이전에 25 mm 두께의 복합재료를 얻을 수 있었다.

Fig. 7과 8은 유리섬유를 사용한 경우에 복합재료의 성장거동을 나타낸 것이다. 전반적으로 성장거동은 유사하나, 속도가 결정성 섬유의 경우보다 약간 빠르며, 산화촉진재를 사용한 경우에 더욱 속도가 증진됨을 알 수 있다. 이는 결정성 섬유보다 유리상 섬유가 Al 에 의한 환원이 더욱 쉽게 일어나기 때문인 것으로 생각된다.

이렇게 성장한 복합재료 중 1000°C와 1200°C에서 성장한 재료를 선택하여, 가운데 부분을 광학현미경으로 관찰한 그림이 Fig. 9이다. 전체적으로 밝은 금속상과 회색의 매트릭스상, 그리고 검게 나타나는 기공으로 이루어져 있음을 알 수 있다. 이런 미세구조의 형태는 충전제를 사용하지 않고 용융산화법으로 얻은 복합재료의 미세구조와 다를 바 없다. 같은 배율이지만 1000°C에서 성장시킨 미세구조가 훨씬 미세하다. 고온에서 성장시킨 경우가 각 구성상의 크기가 크며, 기공도 많은 경향을 보인다. 1200°C에서 유리상 섬유를 반응침투시켜 얻은 재료는 비교적 큰 기공이 불규칙하게 산재하고 있었고, 결정성 섬유로 부터 얻은 재료도 이런 기공이 관찰

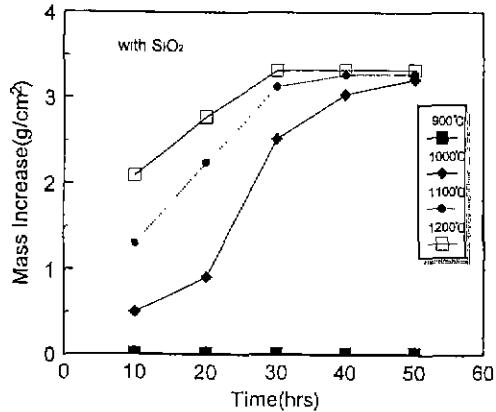


Fig. 8. Growth of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composite layer with SiO_2 surface dopant reaction infiltrated into

되나, 그 양이 상대적으로 미미하다.

재료를 절단하여 분쇄한 후 X-선 회절 분석한 결과가 Fig. 10이다. 재료는 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 과 Al , Si 로 이루어진 것을 알 수 있다. 여기서 원료금속에 포함되지 않았던 Si 금속은 섬유속에 있던 SiO_2 성분이 Al 에 의해 환원된 것이다. 각 peak의 크기로서 재료내 성분의 양을 어느정도 짐작할 수 있을 것인데, 1000°C에서 Al peak가 다소 높고, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ peak가 다소 낮으며 유리상 섬유를 원료로 사용한 것에 비해 결정성 섬유를 사용한 것이 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ peak가 다소 높은 것을 알 수 있다. Si peak는 유리상 섬유를 사용한 것에서 다소 높게 나타남으로서 환원반응이 상대적으로 많이 일어났음을 알 수 있다.

Fig. 9의 일부에서도 이런 형태를 관찰할 수 있는데 미세구조내에 금속상이 둥근 띠모습으로서 또는 세라믹상이 둥글게 뭉친 모습을 볼 수 있는데 Fig. 11에 그런

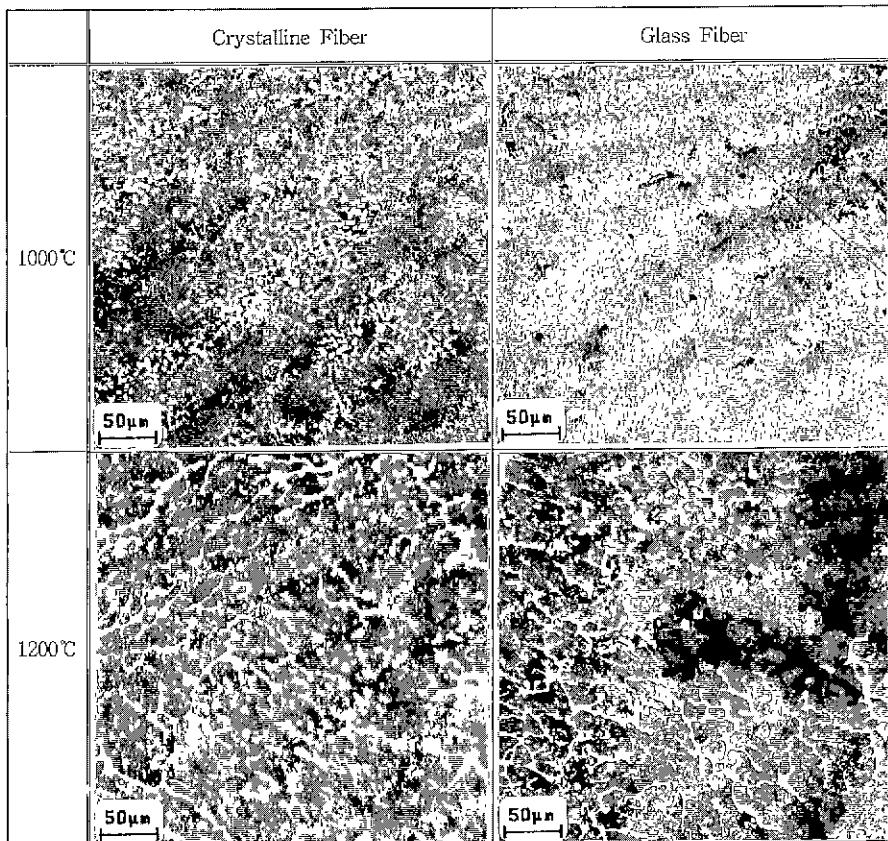


Fig. 9. Optical microstructure of produced $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ composites which growth was completed.

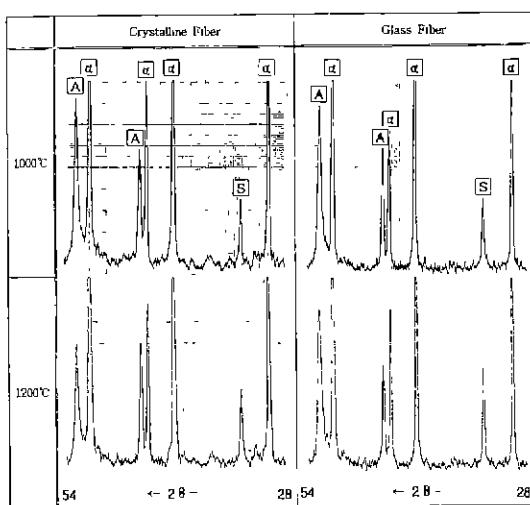


Fig. 10. X-ray patterns of produced composites

형태를 나란히 보이는 그림을 보였다. 이는 섬유가 $\text{Al}-\text{합금}$ 에 의해 반응, 침투당하여 섬유의 성분이 환원되어

남진 자국이다. 거시적으로 보면 섬유의 잔존으로 보이지만, 미시적으로 보면 미세구조내의 다른 부분과 크게 다를 것이 없다. 따라서 X-선 회절분석상에 Si peak가 떠는 것은 섬유에 포함되어 있던 유리상 등 SiO_2 성분이 Al 에 의해 환원된 것으로 확인할 수 있다. Fig. 9의 미세구조를 각각 형광분석한 것이 Table 3이다. 미세구조의 다섯 부분을 무작위로 선택하여 분석한 것을 평균낸 값이다. Fig. 9의 미세구조에서도 어느 정도 이런 경향을 확인했지만 전반적으로 1200°C에서 성장시킨 재료의 세라마이드 분율이 높으며, 기공율도 높다. 결정성 섬유의 경우 복합재료층 성장속도는 다소 느렸지만, 더욱 치밀한 미세구조를 갖고 있다. 따라서 열충격성을 제외한 다른 기계적 성질에서 우위를 가질 것으로 예상해 볼 수 있다. 이런 경향은 사용 섬유단열판의 가격문제와 함께 고려되어야 할 것으로 생각된다.

4. 결 론

AlZnMg 합금과 최근 연구용 축로재료로 널리 사용되

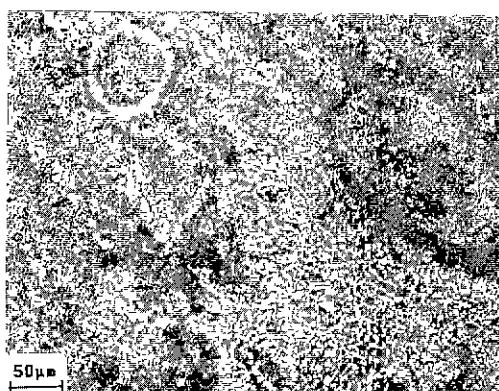


Fig. 11. A part of optical microstructure showed traces of fiber which reacted with Al

Table 3. Phase Share Values of Materials Produced at Given Temperature [%]

	with Crystalline Fiber		with Glass Fiber	
	1000°C	1200°C	1000°C	1200°C
Al_2O_3	81.6	84.5	78.1	78.3
metal	17.2	12.1	20.1	13.8
pores	1.2	3.4	1.8	7.9

고 있는 등급이 다른 두 종류의 Al_2O_3 - SiO_2 단열섬유판을 사용하여, Al_2O_3 /금속 복합재료를 제조하였다. 복합재료의 성장속도를 측정하고, 구성상과 미세구조를 분석한 결과는 다음과 같다.

1. 이들 섬유판은 가공이 대단히 용이하므로 충전재로서 유망하다. 원하는 형상으로 가공한 섬유덩어리를 사용하면 near net shape 알루미나 복합재료를 다른 충전재보다 더욱 쉽게 얻을 수 있을 것으로 전망된다.

2. 복합재료의 성장은 900°C에서는 거의 일어나지 않았으나, 1000°C 이상에서 온도가 높을수록 원활하게 일어났다. 빠른 경우 20시간 정도면, 25 mm 두께의 복합재료를 얻기에 충분한 시간이다.

3. 유리상섬유를 사용한 경우가 혼합다결정성 섬유를 사용한 경우보다 성장속도가 약간 빨랐으나, 두 재료의 성장거동은 거의 유사했다.

4. SiO_2 산화촉진제를 사용한 경우 성장속도가 다소 빨랐다. 그러나 섬유내에도 Al에 의해 열역학적인 환원이 가능한 성분이 포함되어 있으므로, 이들도 성장촉진역할을 하는 것으로 생각된다.

5. 섬유내의 SiO_2 계 산화물은 Al금속에 의해 환원되어 Si로 남는다.

6. 성장온도가 높을수록 세라믹상과 기공율이 높으며, 결정상의 크기가 큰 경향을 보였다.

7. 혼합다결정 섬유를 사용했을 때 더욱 치밀한 미세구조를 가진 재료를 얻을 수 있었다.

감사의 글

이 논문은 동의대학교 학술연구조성비(기간: 1996.5-1997.4)의 지원을 받았으며 이에 감사드립니다.

REFERENCES

- M.S. Newkirk et al., "Formation of Lanxide™ Ceramic Composite Materials," *J. Mater. Res.*, **1**, 81-89 (1986)
- 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).
- P. Barron-Antolin et al., "Properties of Fiber-Reinforced Alumina Matrix Composites," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **9**(7-8), 759-766 (1988).
- A.W. Urquhart, "Molten Metals sire MMCs, CMCs", *Adv. Mat. & Proc.*, **(7)**, 25-29 (1991).
- F.E. Heredia and A.G. Evans, "Tensile and Shear Properties of Continuous Fiber-Reinforced $\text{SiC}/\text{Al}_2\text{O}_3$ Processed by Melt Oxidation," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78**(10), 2790-800 (1995).
- M.C. Breslin et al., "Alumina/Aluminium Co-Continuous Ceramic Composite(C') materials produced by Solid/Liquid Displacement Reactions : Processing Kinetics and Microstructures," *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, **15**(5), 104-112 (1994).
- R.E. Loehman et al., "Synthesis of Al_2O_3 -Al Composites by Reactive Metal Penetration," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**(1), 27-32 (1996).
- M.R. Hanabe and P.B. Aswath, "Al₂O₃/Al particle-reinforced aluminum matrix composite by displacement reaction," *J. Mater. Res.*, **11**(6), 1562-1569 (1996).
- 김일수, 김상호, 강정윤, "Al-Zn-Mg-합금의 용융산화에 의한 Al_2O_3 -복합재료의 형성," *한국요업학회지*, **33**(9), 985-994 (1996).
- A.S. Nagelberg, "Observation on the role of Mg and Si in the directed oxidation of Al-Mg-Si alloys", *J. Mater. Res.*, **7**(2), 265-68 (1992).
- I.S. Kim and H.W. Hennicke, "Oxidationsverhalten einer AlSiMg-Legierungsschmelze" *ALUMINIUM*, **69**(3), 269-72 (1993).
- V.S.R. Murthy and B.S. Rao, "Microstructural development in the directed melt-oxidized(DIMOX) Al-Mg-Si alloys" *J. Mater. Sci.*, **30**, 3091-97 (1995).
- H. Venugopalan and T. Debroy, "Growth Stage Kinetics in the Synthesis of Al_2O_3 /Al Composites by Direct-ed Oxidation of Al-Mg and Al-Mg-Si Alloys," *J. Eur. Ceram. Soc.*, **16**, 1351-1363 (1996).
- I.S. Kim and H.W. Hennicke, "Oxidationsverhalten

- von AlSiCuZn-Legierungen bei 900 bis 1300°C," *ALUMINIUM*, **68**(7), 592-97 (1992).
15. P. Xiao and B. Derby, "Al₂O₃/Al Composites Formed by the Directed Oxidation of Al-Mg-Zn Alloy," *J. Eur. Ceram Soc.*, **12**, 185-195 (1993).
16. M. Hanabc et. al , "Growth of Al₂O₃/Al Composites from Al-Zn Alloys," *Acta. mater.*, **44**(2), 819-829 (1996).