

고온-가압 소결한 탄화규소의 고온 부식

김 종 집 · 김 동 진

한국표준과학연구원 소재평가센터

High Temperature Corrosion of Hot-pressed SiC

Jong Jip Kim, Dong Jin Kim

Materials Evaluation Center, Korea Research Institute of
Standards and Science, TaeJeon 305-606, Korea

Silicon carbide materials, SiC-5wt.% Y_2O_3 and SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.%TiB₂, were prepared by hot pressing at 2050°C. The oxidation and hot corrosion by thin films of Na₂SO₄ were investigated in air in the temperature range of 900°C to 1300°C. The oxidation rate of SiC-5wt.% Y_2O_3 were lower than that of SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.%TiB₂, in which the evidence of gas bubble formation and the B-depletion zone were observed. The hot corrosion of the former revealed an initial stage of weight loss, but weight gain in the latter. In both of materials, pittings and Y-depletion zone were observed in the corroded layer.

1. 서 론

고온에서 사용하는 기계 및 기관의 효율성 증대를 위해서는 가혹한 작동 조건에서도 내구성이 높은 재료가 필요하며, 이러한 사용 조건에서 금속 재료의 대체 재료로 등장한 구조용 세라믹 재료의 내구 특성에 대한 관심이 높아지고 있다. 구조용 세라믹 재료 중에서도 SiC는 고온에서도 상온에서의 우수한 역학특성이 유지되며, 이 때문에 고온에서의 내구성을 좌우하는 주요 물성 중의 하나인 내식특성에 대한 많은 연구가 수행되어 왔다.¹⁻⁴⁾

SiC는 보통 대기중에서 산화될 경우 passive oxidation이 일어나서 표면에 치밀한 SiO₂의 피막이 생성되는 데, 이 피막을 통한 산소의 확산 속도가 낮으므로 인해 내산화성이 우수하며, SiO₂

의 보호피막이 생성되면 표면 균열의 치유 (crack healing) 효과를 나타내어 강도 및 파괴인성등의 역학특성에 좋은 영향을 주는 것으로 알려져있다.¹⁾ 그러나 SiC에 불순물 원소와 성형 과정에서 불가피하게 첨가되는 소결 조제(sintering aids)등에 의해서 산소의 확산 속도가 높은 유리상(glass) 및 액상의 silicate등이 생성되면, 산화속도는 높아지는 것으로 보고되고 있다.⁵⁾ 또한 SiC는 가스터빈 기관의 작동 환경에서와 같이, 대기 중에 포함되어 있는 NaCl과 연료 중에 존재하는 S가 고온에서 반응하여 생성되는 용융된 Na₂SO₄의 얇은 막이 표면에 존재할 경우에는 심하게 부식되어 pitting이 발생되고, 이로 인해 강도 및 파괴인성이 감소되며, 이러한 고온 용융염 부식 속도도 불순물 원소 및 소결제의 종류에 따라 크게 달라지는 것으로 알려져

있다.³⁻⁵⁾

그간 수행된 SiC의 고온 부식 연구는 주로 순수 SiC와 소결조제로 Al₂O₃를 첨가하여 고온 가압 소결한 재료에 치중되어 왔으며, 소결조제로 Y₂O₃를 첨가한 SiC와 SiC에 첨가될 경우 동 재료의 파괴인성을 크게 증가시키는 것으로 알려진 TiB₂를 첨가⁶⁾한 재료들에 대하여는 부분적인 고온 부식 특성에 대하여만 연구,보고^{7,8)}된 바 있다. 따라서 본 연구에서는 소결조제로 Y₂O₃를 첨가한 SiC와 Y₂O₃ 및 TiB₂를 모두 첨가한 SiC-TiB₂ 복합재료를 대상으로 대기 중에서의 산화 및 Na₂SO₄에 의한 용융염 부식 특성을 중량 변화를 측정하여 조사하고, S.E.M. 및 E.P.M.A. 등에 의해 부식면 조직 및 원소 분포를 분석하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용한 재료는 전술한 바와 같이 고온 가압 소결(hot-pressed)한 SiC로서 소결조제로는 Y₂O₃를, 제2상으로는 TiB₂를 첨가하였으며, SiC에 중량으로 5%의 Y₂O₃를 각각 섞은 SiC-5wt.% Y₂O₃(SY 시편)과 여기에 9.5%의 TiB₂를 섞은 SiC-5wt.% Y₂O₃-9.5wt.%TiB₂ 복합재료(SYB 시편)를 제조하였다.

SiC 분말은 평균입도가 0.7 μ m인 Herman C Stock사의 A10 분말을, 소결조제로 첨가한 Y₂O₃ 분말은 동사의 평균입도가 0.4 μ m인 Grade "Fine" 분말을, 제2상으로 첨가한 TiB₂ 분말은 평균 입도가 약 0.9 μ m인 동사의 Grade F를 사용하였다. 각 분말은 칭량 후 불링하여 혼합, 건조시킨 후에 체질(sieving)하여 가압 소결하였는데, 가압소결은 발열체의 재질이 흑연인 소결로를 이용하여 진공분위기에서 실시하였다. 가압 소결 후의 밀도를 측정한 결과, TiB₂가 첨가된 복합재료의 상대밀도가 첨가되지 않았을 때보다 낮았다. 따라서 고온 산화 및 부식에 미치는 밀도 차이의 영향을 줄이기 위해, SY 시편의

경우는 소결조제에 관계 없이 압력 30MPa, 온도 2000의 조건에서, SYB 시편은 압력 38MPa, 온도 2050의 조건에서 소결하여 각 시편에서 공히 97% 이상의 상대 밀도를 갖는 시편을 제조하였다.

제조된 시편은 절단 및 연마를 거쳐 최종 치수가 3x11x1 mm³(t는 3.5-6mm)되도록 하였으며, 산화 실험은 1000, 1100 및 1300 $^{\circ}$ C에서, Na₂SO₄ 용융염에 의한 부식실험은 900, 1000, 1100 $^{\circ}$ C에서 수행하였다. 산화 및 용융염 부식 실험은 공히 다른 가스의 주입 없이 대기중에서 수행하였으며, 용융염 부식 실험에서는 수용액 상태의 Na₂SO₄염을 5mg/cm²로 200 $^{\circ}$ C에 유지시킨 시편에 도포하여 충분히 건조시킨 후에 알루미늄 도가니에 담아 고온로에 넣은 후, 0.01mg까지 측정 가능한 천칭(balance)을 사용, 중량변화를 측정하였다. 또한 실험이 끝난 재료에 대해서는 SEM 및 EPMA를 사용, 산화 및 부식층에서의 미세조직 및 원소 분포를 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 산화 거동

Fig. 1은 본 연구에서 제조한 SY 시편의 산화 처리 전의 미세 조직으로서 가압 소결 도중에 입자들이 조대화되어 입자들의 크기는 대략 1-2 μ m 정도이고, 고온-가압 소결 과정에서 Y₂O₃가 액상을 생성하므로 인해 시편에서 기공이 거의 관찰되지 않고 있다. Fig. 2는 산화시키기 전의 SYB 시편의 EPMA에 의한 원소 분포의 조사 결과로서 주요 함유 원소인 B, C, Ti 및 Y는 비교적 고르게 분포하고 있으며, SY 시편에서의 C 및 Y의 분포도 SYB 시편과 큰 차이가 없었다.

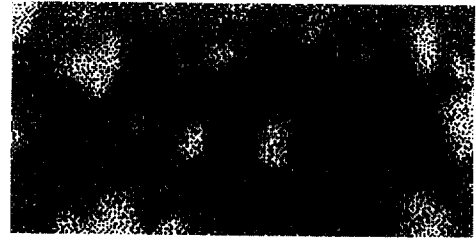
Fig. 3 및 4는 각각 SY 및 SYB 시편의 1000, 1100, 1300 $^{\circ}$ C에서의 산화곡선으로서, 본 연구에서 조사한 온도 범위 및 실험 조건에서 중량이 증가한 것으로 나타나, 산화 후 시편 표면에 보호 피막이 생성되는 passive oxidation이



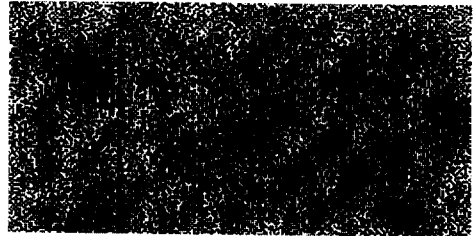
Fig. 1. Microstructure of hot-pressed SiC-5wt.% Y_2O_2 (490x).

일어남을 알 수 있다. 또한 초기의 급속한 중량 증가를 제외하고는 시간이 경과함에 따라 중량의 증가 속도가 감소되는 일종의 parabolic 형태를 취하고 있으며, 실험 온도가 증가함에 따라 각 시편에서의 산화량은 증가하였다.

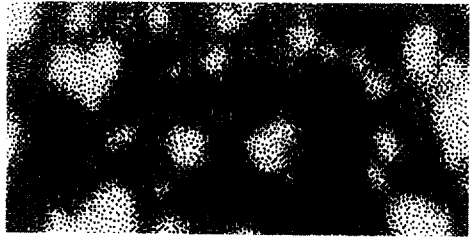
시편간의 중량 증가량을 비교하면, 소결 조제인 Y_2O_3 만 함유한 SY 시편의 중량 증가량이 Y_2O_3 와 TiB_2 를 모두 포함한 SYB 시편에 비해 작으며, 따라서 소결 조제만 함유한 SY 시편의 산화 저항(oxidation resistance)이 더 크다. 그러나 SY 시편에서도 상당량의 산화가 일어나서 $1100^\circ C$ 까지는 산화량이 무시할 정도인 것으로 보고된⁵⁾ 바 있는 순수한 SiC (self bonded SiC)에 비해서는 산화량이 많은 것으로 나타나고 있다. 이렇게 소결 조제가 포함된 재료에서 산화량 및 산화 속도가 커지는 것은, 산소와의 친화력이 커서 시편 표면으로 확산되어어나오는 원료 분말에 포함된 불순물 원소가 소결 조제와의 반응에 의해서 시편 표면에 유리상(glass) 또는 용점이 낮은 Na-silicate를 생성시켜, 산소의 확산이 유리상 또는 액상의 막을 통해 빠르게 일어나 산화속도가 높아지기 때문⁵⁾이다. 본 연구에서도 $1300^\circ C$ 에서 산화시킨 시편을 조사한 결과, 시편 표면에서 산화시키기 전의 시편에서는



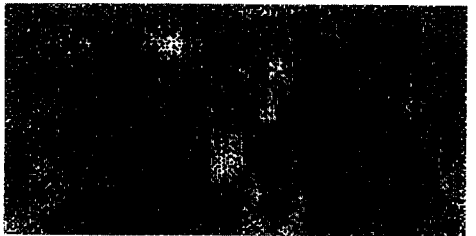
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 2. Elemental maps of hot-pressed SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.% TiB_2 (2500x). (a) boron, (b) carbon, (c) titanium, (d) yttrium

검출되지 않았던 Ca 및 Sn이 Fig. 5에서와 같이 상당량 검출되었고 산화전에 비해 시편 표면의 요철이 줄어들어 이러한 상들의 생성을 간접적으로 확인 할 수 있었다.

SYB 시편의 산화 거동에서 주목할 점은 본

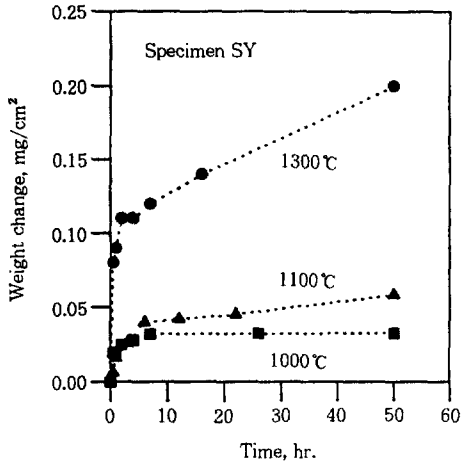


Fig. 3. Oxidation of SiC-5wt.% Y₂O₃ in air.

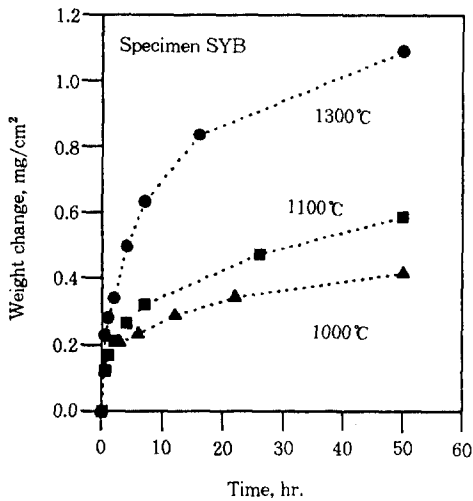


Fig. 4. Oxidation of SiC-5wt.% Y₂O₃-9.5wt.% TiB₂ in air.

연구에서 조사한 온도 범위에서 Fig. 6에서와 같이 산화전의 시편(Fig. 2 참조)에 비해 B가 아주 소량 검출되었음에도 불구하고 SYB 시편의 산화량이 SY 시편에 비해서 많다는 점이다. 먼저 B가 소량 검출된 것은 산화 과정에서 생성된 B₂O₃의 증발에 의한 것으로 생각되는데, TiB₂는 보통 산화되어 TiO₂와 유리상인 B₂O₃를 생성하며 B₂O₃는 휘발성이 높은 것으로 보고⁷⁾

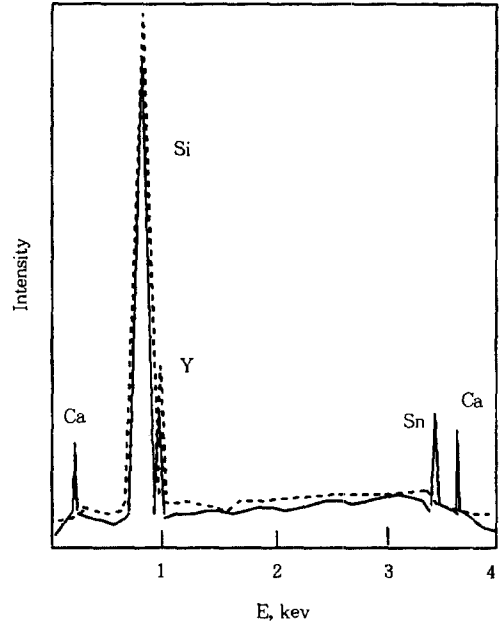
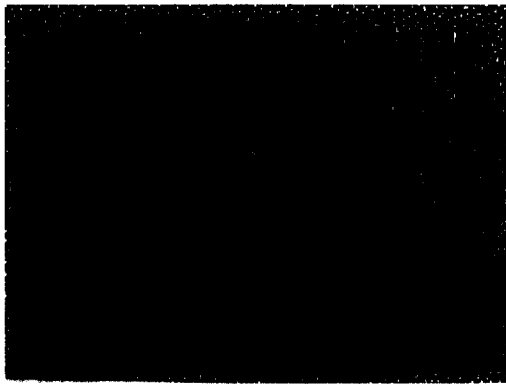
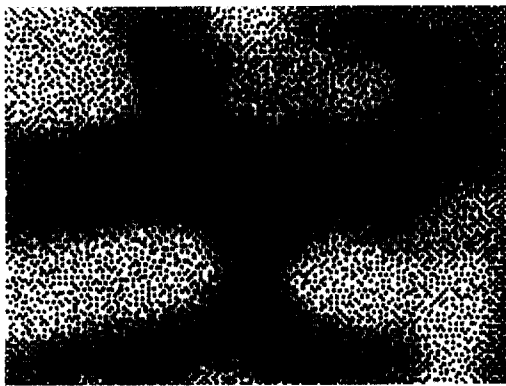


Fig. 5. EDX spectra of SiC-5wt.% Y₂O₃ prior to (dashed line) and after oxidation at 1300°C in air (solid line).

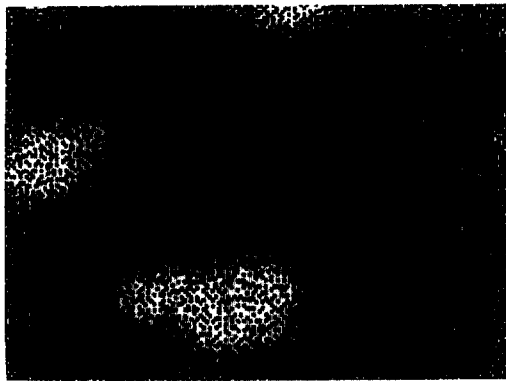
되고 있어서 장기간의 시험도중에 상당량의 B₂O₃가 증발되어 소량의 B가 검출된 것으로 생각된다. 반면에 B₂O₃의 생성은 이러한 증량 감소 효과외에도 산화속도를 증가시키는 역할을 하는 것으로 생각되며, 이것은 B₂O₃의 낮은 점도 때문에 나타나는 시편 내부로의 산소의 확산 속도 증가와 산소 및 SiC와의 부수적인 반응에 의한 유리상인 B₂O₃-SiO₂의 생성에 의한 것으로서, 유리상이 생성되면 더 많은 TiB₂가 노출되어 산화가 가속됨⁷⁾에 따른 것으로 해석된다. 따라서 SYB 시편에서는 B₂O₃가 증발되어도 산화량이 많아지며, Y₂O₃와 TiB₂를 모두 포함하고 있는 SiC에서는 앞에서의 불순물 원소에 의해서 생성되는 유리상외에 또 다른 유리상인 B₂O₃-SiO₂가 존재한다. 이 경우 다량의 CO와 B₂O₃등의 가스 성분이 방출되는데, 이것은 SYB 시편의 산화 후의 표면 미세 조직인 Fig. 7에서 보는 바와 같이 다수의 기포(bubble)가 발생, 방출에 의해



(a)



(b)



(c)

Fig. 6. Elemental maps of SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.% TiB_2 after oxidation at 1300°C in air (2500x). (a) boron, (b) titanium, (c) yttrium.

서 생성된 원형의 기공들이 다수 관찰되고 있어서 간접적으로 확인할 수 있었다.

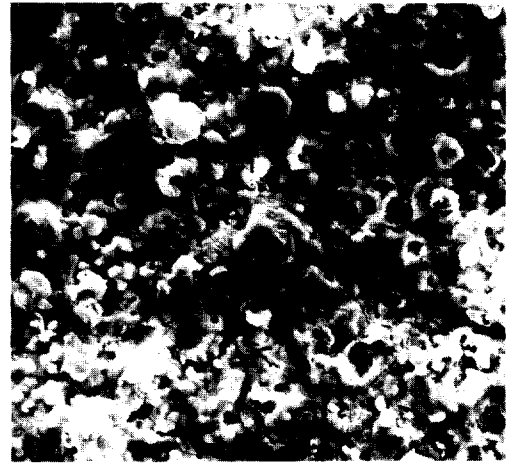


Fig. 7. Microstructure of SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.% TiB_2 after oxidation at 1300°C in air (490x).

이 외에도 Fig. 6에서 관찰되는 원소 분포상의 특이한 점은 SYB 시편에서의 Ti 및 Y의 분포가 산화전의 분포(Fig. 2)와 다르다는 점이다. 즉 산화 전에는 이들 원소들의 분포가 비교적 잘 분산된 상태로 검출된 반면, 1300°C에서 산화시킨 후에는 괴상의 분포로 바뀌어 이 상들 사이에는 이들 원소들이 거의 검출되지 않는 분포를 보이고 있어서 Y_2O_3 와 Ti를 포함하고 있는 산화물상이 생성, 성장되었음을 알 수 있는데, 이러한 Y의 분포는 SY시편에서도 관찰되었다. 이 시편들에서 관찰되는 괴상의 산화물층은 균일하게, 연속적으로 분포된 산화층에 비해 보호 피막으로서의 역할은 불충분한 것이 보통이다.

3.2. 고온염 부식 거동

Fig. 8은 Na_2SO_4 를 도포한 SY 시편들의 900, 1000 및 1100°C에서의 고온염 부식 거동을 나타내며, TiB_2 를 포함하지 않은 이 시편들에서는 초기에 중량이 급히 감소한 후에 다시 증가하는 경향을 보여주고 있다. 이 시편들에서의 실험 초기의 중량 감소는 시편 표면에 부착된 용융 Na_2SO_4 막의 증발 및 $Na_2O(s)$ 와 $SO_3(g)$ 등으로 분해되는 과정에서 방출되는 SO_3 등에 의한 중량

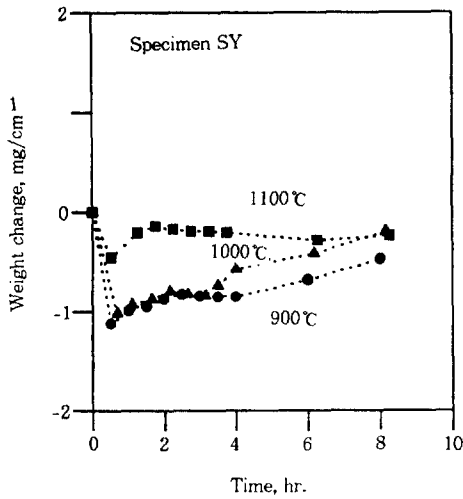


Fig. 8. Oxidation of SiC-5wt.% Y_2O_3 coated with Na_2SO_4 in air.

감소량이 SiC의 산화 및 SiO_2 가 Na_2O 와 반응하여 액상의 Na-silicate를 생성하는 과정에서의 중량 증가량 보다 더 크기 때문이며,⁹⁾ 이 이후에 나타나는 중량의 증가는 SiC의 산화 및 액상의 Na-silicate 생성, 용해 과정에서의 중량 증가 요인이 초기에 주로 나타나는 증발, 분해 등의 중량 감소 요인 보다 더 큰 것에 기인한다. 따라서 900°C에서 시험한 시편에서 초기에 나타나는 중량 감소량이 가장 크고 온도가 증가함에 따라 작아지는 것은 900°C에서의 증발 및 분해량이 많은 것에 의한 것이 아니라 상대적으로 산화 속도가 낮은 것에 의한 것이며, 900°C 및 1000°C에서 실험한 시편에서 실험 기간 동안에 중량이 계속하여 증가하는 것은 산화 및 용해의 반응이 계속됨에 의한 것이다. 그러나 1100°C에서 실험한 시편에서 초기에 중량 감소 및 증가 과정을 거친 후, 중량 변화가 더 이상 나타나지 않는 것은 다른 온도에서 실험한 시편에 비해 산화 속도가 빠르므로, Na-silicate내에 용해된 SiO_2 농도도 빨리 높아져 액상선(liquidus)에 해당되는 조성에 빨리 도달하게 되어 보호성이 높은 SiO_2 막이 석출, 성장¹⁰⁾되기 시작하므로, 산화 및 용해 속도는 늦어지고 결과적으로 중량 증가

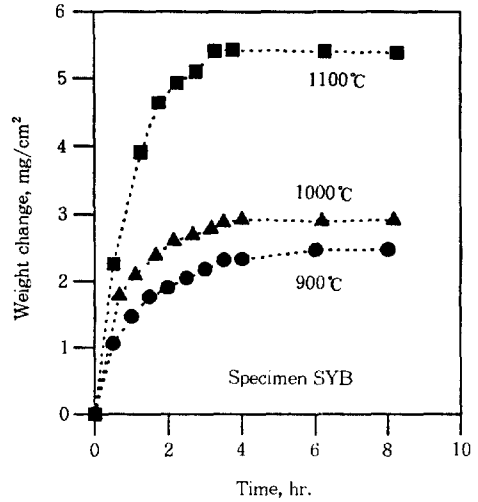


Fig. 9. Oxidation of SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.% TiB_2 coated with Na_2SO_4 in air.

속도가 느려져 중량이 더 이상 증가하지 않는 단계에 도달되기 때문이다.

Fig. 9는 각각 Na_2SO_4 를 도포한 SYB 시편들의 900, 1000 및 1100°C에서의 고온염 부식 지동을 나타내며, 이 시편들에서는 Na_2SO_4 를 도포하지 않고 산화시킨 시편에서와 같이 초기에 중량이 급히 증가하여 Na_2SO_4 를 도포하지 않은 시편의 결과인 Fig. 4와 비교하여보면 중량의 증가량이 10배 이상 커졌으며, 시간이 경과함에 따라 중량의 증가 속도가 줄어드는 경향을 보이고 있다. 이 시편에서 SY 시편과 달리 초기에 중량 감소가 나타나지 않고 중량이 빠른 속도로 증가하는 것은 앞에서 언급한 바와 같이, 액상의 Na_2SO_4 의 증발 및 $Na_2O(s)$ 와 $SO_3(g)$ 로의 분해 과정에서 방출되는 SO_3 에 의한 중량 감소 요인 보다는 빠른 산화 및 silicate 생성 과정에서의 중량 증가 요인의 영향이 더 큰 것에 기인한다. 이 시편에서 중량 증가 속도가 빠른 것은 SY 시편에서와 공통으로 존재하는 산화물 생성 물질인 SiC 외에도 TiB_2 가 포함되어 있어서 $TiCl_2$ 및 B_2O_3 등으로의 추가적인 산화 반응이 일어나고, SY 시편에서 생성되는 불순물 원소에 의한 유리상, borosilicate 및 Na-silicate 등의 생성된

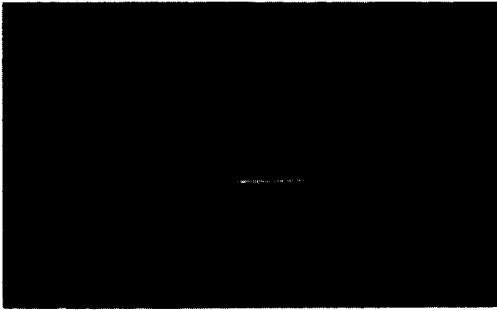
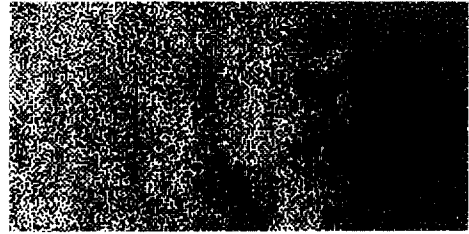


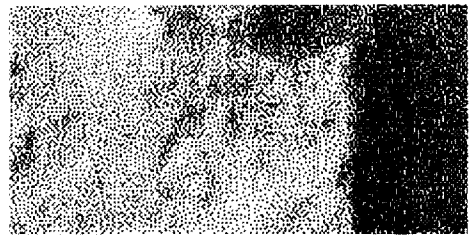
Fig. 10. Polished cross section of corrosion products in SiC-5wt.% Y_2O_3 formed by Na_2SO_4 at $1000^\circ C$ in air (1500x).

에 의한 것으로 생각된다. 또한 이 시편에서는 SY 시편과는 달리 부식 시간이 증가하여도 중량의 증가가 나타나지 않는 영역이 실험 시작 후 4시간 경과 후에 모든 실험 온도 범위에서 나타나고 있다.

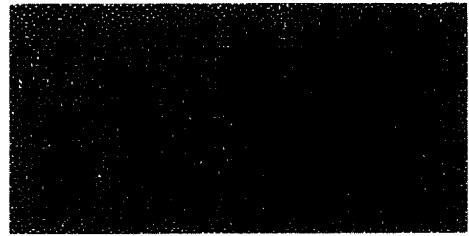
Fig. 10은 $1000^\circ C$ 에서 부식시킨 SY 시편의 단면의 조직 사진으로 시편의 표면에 다량의 부식 생성물이 부착되어 있으며, 부식층과 모재의 경계면(화살표로 표시)에는 gas bubble 등의 생성 및 방출에 의해서 생긴 핏팅(pitting)이 관찰되고 있다. 부식층의 원소 분포 분석 결과 S는 검출되지 않고, Fig. 11에서와 같이 Na만 다량 검출되어서 Na_2SO_4 의 분해가 거의 완벽하게 진행되었음을 알 수 있다. 또한 Na, Si와 O의 분포를 고려하면 표면층에 앞에서 서술한 바와 같은 Na를 포함한 Na_2O 및 SiO_2 를 주요 조성으로 하는 silicate의 형성을 추정할 수 있으며, Na의 침투 깊이와 O의 침투 깊이를 비교해보면 O의 침투 깊이가 Na의 침투 깊이보다 다소 깊어서 표면의 silicate층과 내부의 SiC층 사이에 얇은 SiO_2 층이 생성되어 있음을 알 수 있다. 그러나 Y는 극소량만 검출되어, 다량의 silicate의 생성으로 상대적으로 농도가 낮아지고 잘 분산되어 존재한다는 점을 고려해도 산화전의 Y 분포를 나타내는 Fig. 2와 산화시킨 후의 시편에서 나타난 Fig. 6의 과상의 분포와 비교하면 농도가



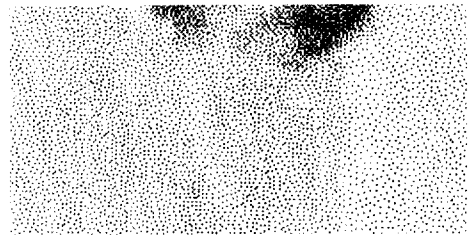
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 11. Elemental maps of corrosion products in SiC-5wt.% Y_2O_3 formed by Na_2SO_4 at $1000^\circ C$ in air (2500x). (a) sodium, (b) oxygen, (c) yttrium, (d) silicon.

크게 낮아졌다. 이것은 표면층에 존재하는 부식 생성물과 부식되지 않은 내부층 사이에 존재하는 것으로 보고⁸⁻¹⁰⁾되는 띠(band)형태의 전형적인 Y 결핍 구역(다음의 Fig. 13 참조)과는 다른

형태이며, SiC와 유사한 재료인 Si_3N_4 의 부식 거동 연구에서 보고⁹⁾된 바와 같은 휘발성이 강한 Y 포함 화합물의 생성 및 증발에 의한 것으로 추정되나, 이의 정확한 규명을 위해서는 더 상세한 연구가 필요하다.

Fig. 12는 SYB 시편의 부식 단면의 조직 사진으로서 시편의 표면에 다량의 부식 생성물이 부착되어 있으며, 다량의 gas bubble의 방출에 의해서 생긴 크기가 큰 기공들이 존재하고, 아울러 부식층과 모재의 경계 부위(화살표로 표시)에도 SY 시편에 비해 더 많은수의 핏팅(pit-



Fig. 12. Polished cross section of corrosion products in SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.% TiB_2 formed by Na_2SO_4 at 1000 °C in air(1500x).

ting)이 관찰되고 있다. 부식층의 원소 분석 결과 Fig. 13에서 보는 바와 같이, SY 시편에서는 극소량만 검출되었던 Y가 다량, 분산된 형태로 검출되었고, Na의 분포와 거의 동일하여 SYB 시편에서는 Na외에도 Y가 포함된 silicate가 생성된 것으로 생각되며, 이 결과로 전형적인 Y 결핍 구역(Y depletion zone)이 부식층과 모재의 경계면에서 관찰되고 있다. B는 표면층에서는 소량이, 산화가 덜 진행된 내부층에서는 다량 검출되었으며, Na_2SO_4 를 도포하지않고 산화만시킨 시편에서와는 달리 고르게 분산되어 분포하고 있는 것으로 나타나서, 점성이 낮은 것으로 알려진 B_2O_3 - SiO_2 도 생성되었음을 간접적으로 확인할 수 있으며, 산화만시킨 시편과 비교하여 실험 시간이 짧음으로 인해 B_2O_3 의 증발량이 적어서 표면층에서도 상당량의 B가 검출되고 있는 것으로 생각된다. Ti는 B의 분포와 유사하게 표면층에서는 내부층에 비해 비교적 잘 분산된 상태로 소량 검출되고 있으며, () 및 B의 분포와 x-ray 회절 분석으로 확인한 바에 의하면 표면층에서는 주로 TiO_2 로 내부층에서는 TiB_2 로 존재하고 있음을 알 수 있다. O는 표면

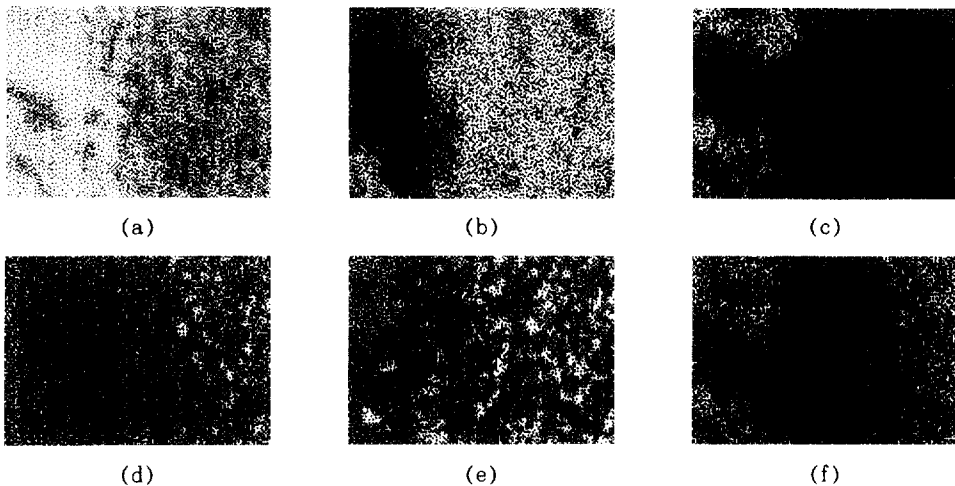


Fig. 13. Elemental maps of corrosion products in SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.% TiB_2 formed by Na_2SO_4 at 1000 °C in air(2500x). (a) oxygen, (b) silicon (c) sodium, (d) boron, (e) titanium, (f) yttrium.

에 국한되어 분포하고 있는 Na 또는 Na-silicate에 비하여 더 깊숙히 분포하고 있고, SY 시편에서와는 달리 내부층에서도 상당량 분포하고 있어서 SYB 시편에서는 SY 시편에 비해서 산화층의 깊이가 더 깊은 것을 알 수 있다. 이렇게 silicate층 내부에 존재하는 산화층은 보호피막으로서 역할을 하며, 이러한 보호막이 생성되면 더 이상의 증량 증가가 나타나지 않으며, 이는 앞의 Fig. 9에서 관찰한 바와 일치한다.

4. 결 론

고온 가압 성형(hot pressing)하여 제조한 SY 시편(SiC-5wt.% Y_2O_3) 및 SYB 시편(SiC-5wt.% Y_2O_3 -9.5wt.% TiB_2)의 고온 산화 및 고온염 부식 특성을 조사한 결과로 부터 얻은 주요 결론을 요약하면 다음과 같다.

가. 대기 중에서 산화시킨 SY 및 SYB 시편은 산화 후에 공히 보호 피막의 형성에 의해 증량이 증가하는 passive oxidation이 일어나고 parabolic type의 산화곡선을 보여 주었다.

나. 대기 중에서의 산화속도는 SY 시편에 비해 SYB 시편에서 더 빨랐고, TiB_2 를 첨가한 SYB 시편에서는 산화 도중에 B_2O_3 가 증발되었고 가스의 방출에 의한 기공이 발생되었다.

다. Na_2SO_4 에 의한 고온용융염 부식에서는 TiB_2 를 첨가하지 않은 SY 시편에서는 Na_2SO_4 의 증발 및 분해에 의해 초기에 증량 감소가 나타났으나, TiB_2 를 첨가한 SYB 시편에서는 산화 및 용해가 빠르게 진행되어 초기부터 증량이 증가하였다.

라. Na_2SO_4 에 의한 고온용융염 부식에서 2가지 재료에서 공히 pitting이 관찰되었으며, TiB_2 를 첨가하지 않은 SY 시편에서는 표면층 전부 위에서 Y가 검출되지 않았고 내부에 얇은 보호 피막이 생성된 반면, TiB_2 를 첨가한 SYB 시편에서는 표면에 전형적인 Y의 결핍구역이 관찰되었고 내부에 두꺼운 보호피막이 관찰되었다.

참 고 문 헌

1. F. L. Lange, *J. Am. Ceram. Soc.*, **53**, (1970) 290
2. D. W. McKee and D. Chatterji, *J. Am. Ceram. Soc.*, **59**, 441 (1976)
3. J. L. Smialek and N. S. Jacobson, *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**, 741 (1986)
4. R. G. Munro and S. J. Dapkunas, *J. Res. Inst. Stand. Tech.*, **98**, 607 (1993)
5. Yu. G. Gogotsi and V.A. Lavrenko, "Corrosion of high performance ceramic", p 17, Springer-Verlag, Berlin, Germany, 1992.
6. A. G. Evans and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **21**, 171 (1976)
7. M. A. Janney, *Am. Ceram. Soc. Bull.*, **66**, 322 (1987)
8. S. G. Seshadri and M. Srinivasan, *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**, C-72 (1986)
9. D. S. Fox and N. S. Jacobson, *J. Am. Ceram. Soc.*, **71**, 128 (1988)
10. N. S. Jacobson, *J. Am. Ceram. Soc.*, **69**, 74 (1986)