

NaCl과 Na₂SO₄에 의한 SiC 고온 부식에 미치는 Alumina 첨가량의 영향

이수영 · 고재웅 · 김해두

한국기계연구소 요업재료실

(1991년 3월 15일 접수)

Effect of Alumina Content on the Hot Corrosion of SiC by NaCl and Na₂SO₄

Soo-Young Lee, Jae-Woong Ko and Hai-Doo Kim

Ceramic Materials Lab.

Korea Institute of Machinery & Metals

(Received March 15, 1991)

요 약

2 wt% Al₂O₃와 10 wt% Al₂O₃를 첨가하여 2000°C와 2050°C에서 가압소결된 SiC를 37 mol% NaCl과 63 mol% Na₂SO₄ salt에 의해 1000°C에서 60분까지 hot corrosion을 시켰다. 부식은 SiC 표면에 형성된 SiO₂층이 Na₂O 이온에 의한 basic dissolution에 의해 일어남이 관찰되었고 10 wt%의 Al₂O₃가 함유된 시편은 입계에 Al₂O₃를 함유한 입계상의 존재로 2 wt% Al₂O₃가 함유된 시편보다 낮은 corrosion rate를 나타내었다. SiC와 산화물층 사이에서 gas bubble의 형성이 관찰되었고 이 gas bubble이 산화물층을 심하게 파괴하기 전까지 corrosion rate은 linear하게 변했다. 부식 양상은 개기공과 입계에서 pitting corrosion에 의해 시작되었다.

ABSTRACT

The specimens for the corrosion test were made by hot-pressing of SiC powder with 2 wt% Al₂O₃ and 10 wt% Al₂O₃ additions at 2000°C and 2050°C. The specimens were corroded in 37 mole% NaCl and 63 mole% Na₂SO₄ salt mixture at 1000°C up to 60 min. SiO₂ layer was formed on SiC and then this oxide layer was dissolved by Na₂O ion in the salt mixture. The rate of corrosion of the specimen containing 10 wt% Al₂O₃ was slower than that of the specimen containing 2 wt% Al₂O₃. This is due to the presence of continuous grain boundary phase in the specimen containing 10 wt% Al₂O₃. The oxidation of SiC produced gas bubbles at the SiC-SiO₂ interface. The rate of corrosion follows a linear rate law up to 50 min. and then was accelerated. This acceleration is due to the disruption of the protective oxide layer by the gas evolution at SiC-SiO₂ interface. Pitting corrosion has found at open pores and grain boundaries.

1. 서 론

SiC는 고온강도, 내마모성, creep 저항성이 우수하여 고온 구조 재료로서 최근에 가장 주목을 받는 요업재료 중의 하나이다¹⁾. 특히 열전도도가 높고 열충격 저항성이 높아 heat engine이나 열교환기로서의 사용이 확대되고 있다^{2,3)}. SiC는 산화 저항성이 높아 1400°C까지 고온강도를 유지할 수 있다. SiC는 산화분위기에서 열역학적으로 불안정 하지만 표면에 SiO₂ 보호막을 형성하여 산

화에 대한 저항성을 부여하게 된다⁴⁾. 그러나 SiC가 실제 사용되는데 있어서의 분위기는 순수한 산소만이 존재할 것 않고 Cl₂, sulfur, alkali halide vapor, oxide slag 등과 같은 부식성 분위기에 노출되는 경우가 많다. 예를들면 heat engine의 경우 연료로부터 생성되는 sodium과 sulfur 등이 sodium sulfate 등을 형성하여 hot corrosion을 일으키고 있고⁵⁾, coal combustion에서는 다양한 산화물을 내포한 slag에 의해 부식이 일어나며⁶⁾, 열교환기에서는 alkali halide vapor에 의해 심한 부식이 일어나고

있다⁷⁾. 이와 같이 부식은 SiC가 deposit의 응집보다 높은 온도에서 사용될 때 특히 문제가 되는데 deposit이 액상으로 되면서 SiC 표면에 쉽게 퍼지게 되고 deposit film를 통한 빠른 mass transport에 의해 화학반응을 가속화 시킨다.

본 연구에서는 NaCl과 Na₂SO₄에 의한 SiC hot corrosion에 있어서 corrosion kinetic을 연구하였고 특히 이와 같은 분위기에서 내식성이 우수한 Al₂O₃가 다량 첨가된 SiC에 대한 부식을 연구하므로써 궁극적으로 salt에 대해 내식성이 우수한 SiC를 제조하고자 했다.

2. 실험

2.1. SiC 시편제조

HCST사의 A20 grade인 α-SiC 분체에 Ceralox사의 고순도 Al₂O₃를 2 wt%와 10 wt%를 첨가하여 acetone을 매체로 20시간 동안 nylon ball과 jar를 이용하여 ball mill한 후 건조, 분쇄를 거쳐 2000°C와 2050°C에서 30 MPa 압력하에서 30분 동안 가압 소결하였다. 자세한 시편 제조 과정은 다른 paper에 기술하고 있다⁸⁾. 시편은 밀도를 측정된 후 부식 실험을 위해 0.5 cm×0.5 cm×1.5 cm로 절단한 후 1 μm diamond paste까지 연마하였다.

2.2. Hot Corrosion

부식시험용 시편은 무게와 표면적을 측정된 후 acetone으로 초음파 세척하여 준비되었다. 본 hot corrosion에 사용된 염은 37 mol%의 NaCl과 63 mole%의 Na₂SO₄의 eutectic mixture로 준비했다. 시편과 30g의 혼합염을 넣은 알루미늄 도가니를 알루미늄 튜브를 사용한 super kantal 저항로의 hot zone에 위치시켰다. 부식실험은 0.1 l/min의 속도로 산소기체를 흘리면서 1000°C에서 행하였다. 부식 실험 후 시편을 알루미늄 도가니로부터 꺼낸 후 2시간 동안 증류수에 끓임으로서 표면에 형성된 silicate를 제거시켰다. 표면에 남아있는 SiO₂층은 10% 불산에 20시간 동안 처리하여 제거시켰다. Silicate와 SiO₂를 제거한 시편들의 건조 후 무게변화를 측정하였고 SEM과 EDS를 이용하여 부식 후 표면상태와 성분분석을 조사하였고 X선 회절분석을 통하여 시편의 입계상을

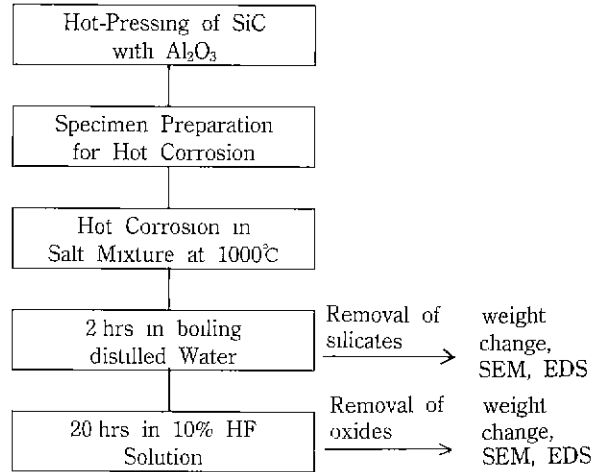


Fig. 1. The flow chart for hot corrosion of SiC

분석했다. 본 실험에 대한 전체적인 실험과정을 그림 1에 나타내었다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 시편

시편의 표면상태, 기공, 입계상들은 부식에 크게 영향을 주는 변수가 되므로 부식 실험 전에 시편의 상태에 대한 정확한 분석은 부식 과정을 이해하는데 필요한 것으로 생각된다. 가압 소결된 시편들의 밀도는 표 1에 나타났다. 2 wt% Al₂O₃가 첨가된 시편(A₂)들은 모두 98% 이상의 이론 밀도를 갖고 2050°C에서 소결된 시편은 2000°C에서 소결된 시편보다 약간 높은 밀도를 보여주고 있다. 따라서 시편 표면에 존재하는 개기공의 분포는 2050°C에서 소결된 시편이 2000°C에서 소결된 시편보다 적을 것으로 판단된다. 10 wt%의 Al₂O₃를 함유한 시편(A₁₀)들은 rule of mixture에 의하여 계산된 이론 밀도의 98% 이상을 나타내었는데 2050°C에서 소결된 시편이 약간 높은 밀도를 나타내고 있다. 각 시편들의 미세구조가 그림 2에 나타나 있으며 10 wt%의 Al₂O₃를 함유한 시편은 입계에 비교적 균일하게 Al₂O₃를 함유한 입계상이 분포되어 있음을 알 수 있다. 10 wt%의 Al₂O₃를 함유한

Table 1. Densities of SiC Hot-pressed at 2000°C and 2050°C under 30 MPa for 30 min

Specimen	Al ₂ O ₃ addition (wt%)	Hot-Press at 2000°C (g/cm ³)	Relative density (%TD)	Hot-Press at 2050°C (g/cm ³)	Relative density (%TD)
A2	2	3.16	97.8	3.19	98.7
A10	10	3.21	97.5	3.23	98.1

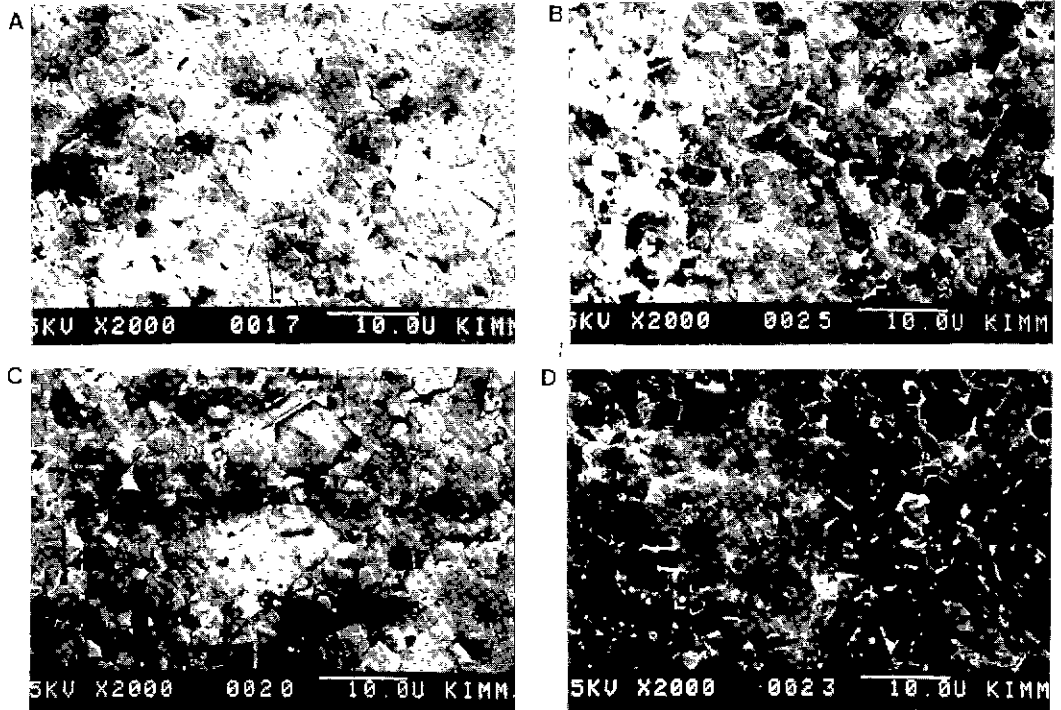


Fig. 2. SEM micrographs of the specimen A10 and A2 hot-pressed at 2000°C and 2050°C; (A) A2, 2000°C, (B) A10, 2000°C, (C) A2, 2050°C, (D) A10, 2050°C

시편의 표면에 대한 X선 회절분석 결과 α -SiC와 Al_2O_3 가 검출되었으며 2 wt%의 Al_2O_3 를 첨가한 시편은 α -SiC만이 검출되었다.

3.2. Hot Corrosion

2000°C와 2050°C에서 소결된 A_{10} , A_2 시편을 1000°C에서 30분, 48분, 60분 동안 부식시킨 후 물에 끓임으로써 시편 표면에 존재하는 silicate층을 제거시켰다. 그림 3에서는 silicate를 제거시킨 후 단위면적당 무게감소 (mg/cm^2)를 부식시간의 함수로 나타냈다. A_2 시편들은 A_{10} 시편들보다 corrosion rate이 훨씬 빠름을 알 수 있었고 같은 양의 Al_2O_3 가 함유된 시편들 중에서는 소결 밀도가 큰 2050°C에서 소결된 시편들이 덜 부식되었음을 알 수 있었다.

30분 동안 부식시킨 후 silicate를 제거시킨 시편들의 SEM 조직 사진들과 HF 처리에 의해 시편 표면에 존재하는 산화물층을 제거시킨 조직 사진들은 그림 4에서 보여주고 있다. Silicate를 제거시킨 후 나타난 시편 표면의 morphology를 보면 비교적 균일한 산화물층으로 덮혀 있음을 알 수 있다. 산화물층에는 많은 구멍들이 존재함을 볼 수 있는데 특히 부식이 많이 일어난 A_2

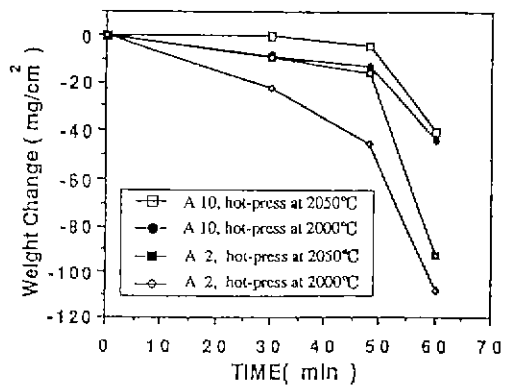


Fig. 3. Weight change of the specimens after hot-corrosion in 37 mol% NaCl and 63 mol% Na_2SO_4 salt at 1000°C

시편들에 많은 구멍들이 존재한다. 산화물층을 불산으로 처리하여 제거시킨 후 나타난 조직을 보면 부식들은 pitting corrosion에 의해 일어나고 있음을 알 수 있으며 pitting은 주로 기공이나 취약한 입자들의 conner에서 발생되었음을 알 수 있고 또한 pit의 위치는 산화물층의 구멍들과 상관관계가 있는 것으로 보여진다.

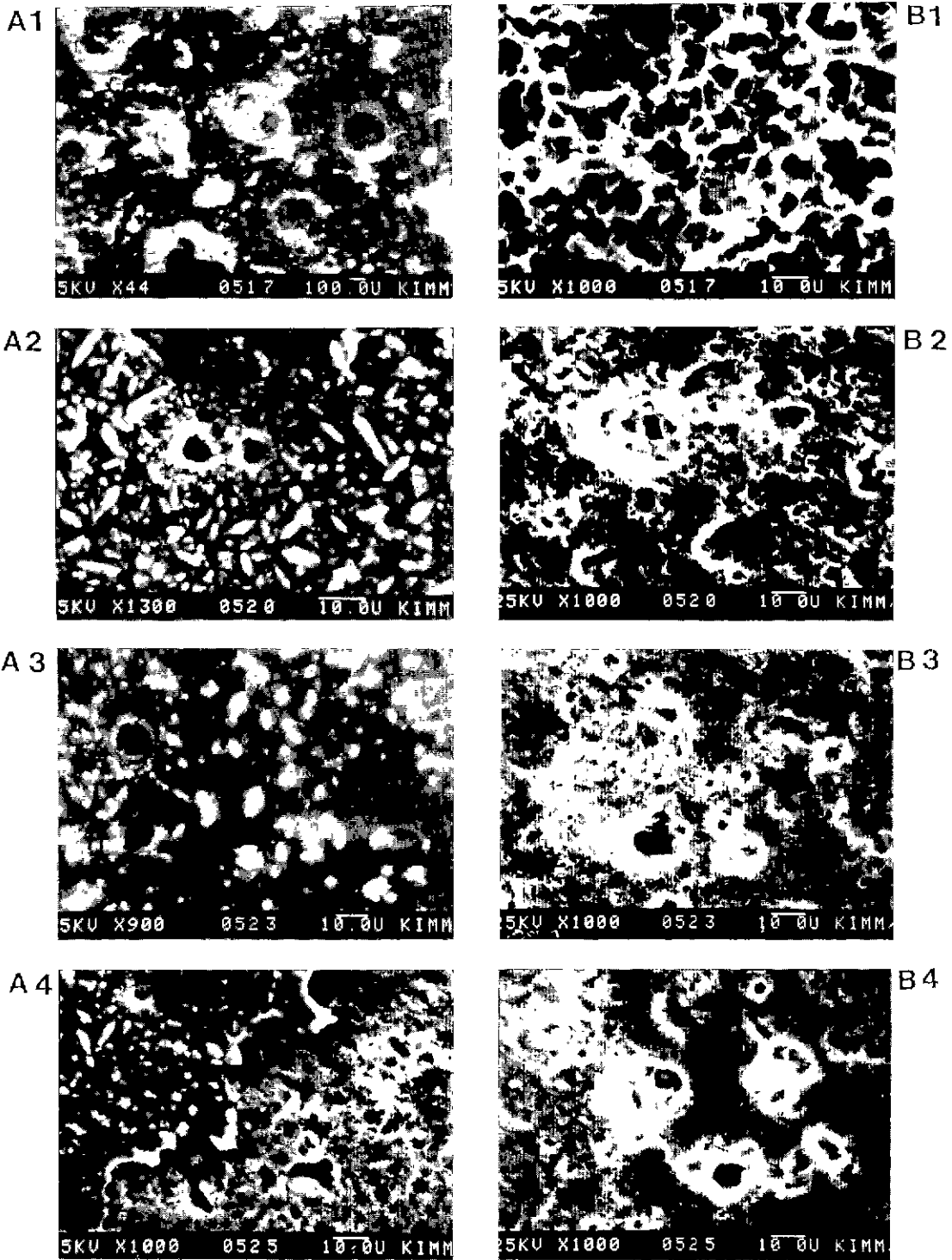


Fig. 4. SEM micrographs of the specimens corroded for 30 min after removal of water soluble silicates (A) and removal of oxides (B).

1: 2 wt% Al₂O₃, 2000°C, 2: 2 wt% Al₂O₃, 2050°C, 3: 10 wt% Al₂O₃, 2000°C, 4: 10 wt% Al₂O₃, 2050°C

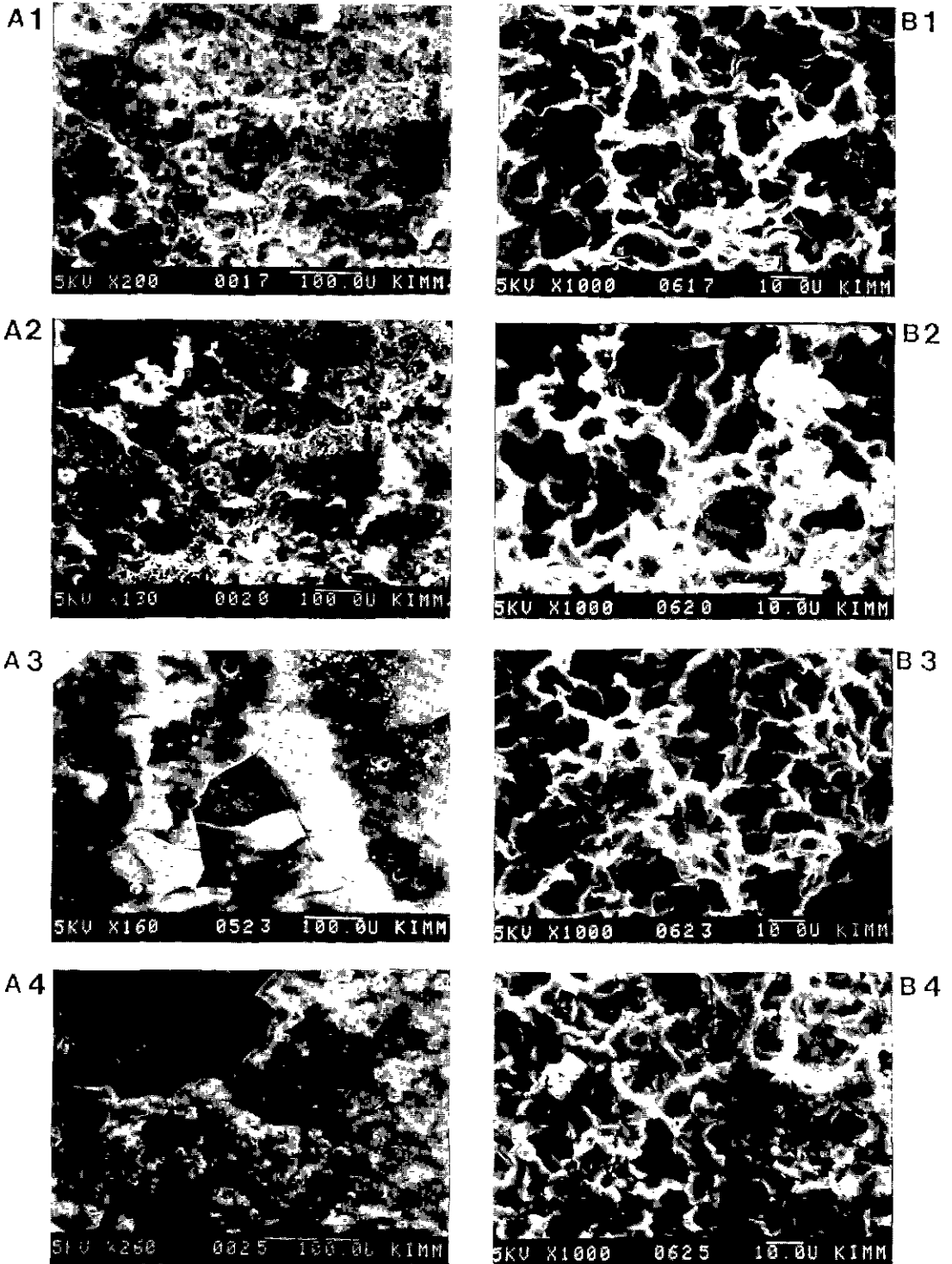


Fig. 5. SEM micrographs of the specimens corroded for 60 min after removal of water soluble silicates (A) and removal of oxides (B).

1: 2 wt% Al₂O₃, 2000°C, 2: 2 wt% Al₂O₃, 2050°C, 3: 10 wt% Al₂O₃, 2000°C, 4: 10 wt% Al₂O₃, 2050°C

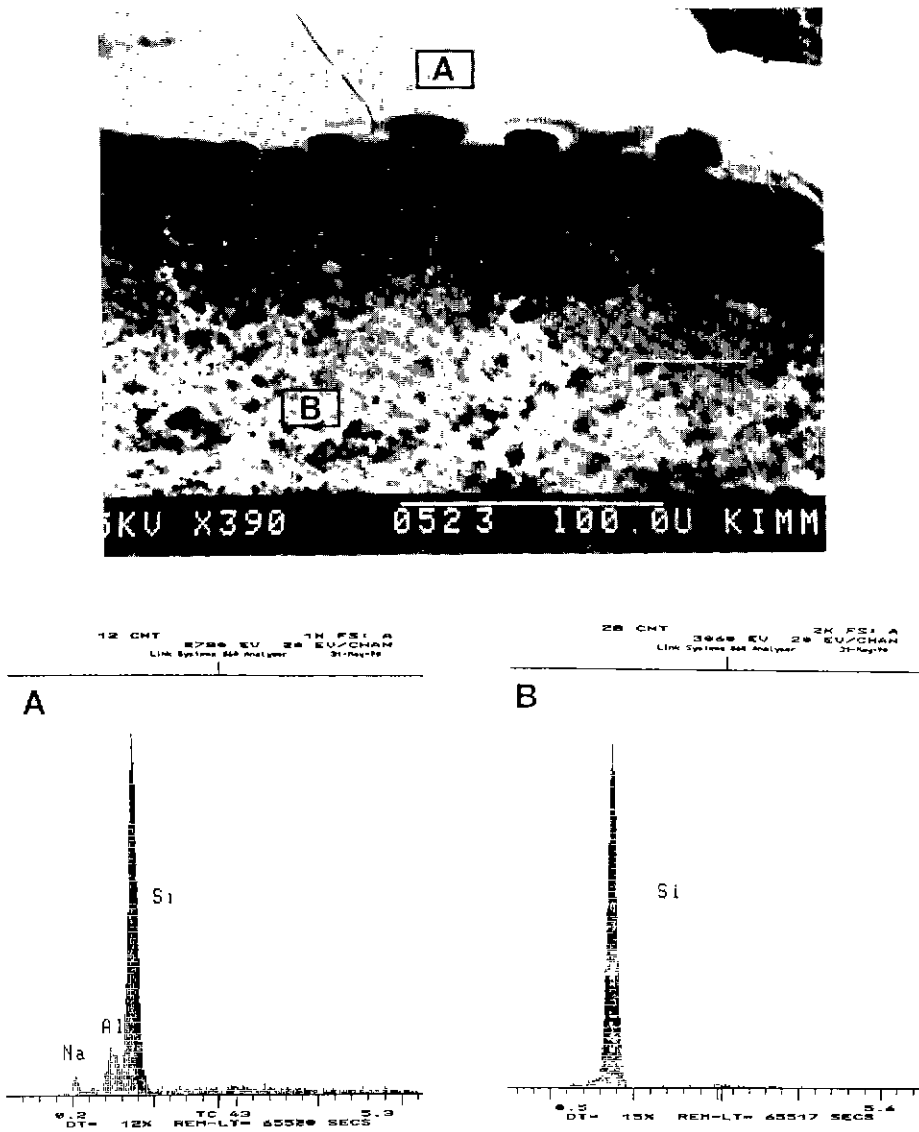


Fig. 6. SEM micrograph and EDS of the A10 specimen corroded for 60 min after removal of silicates.

60분 동안 부식시킨 후 나타난 SEM 조직 사진들이 그림 5에 나타나 있다. Silicate를 제거시킨 후 나타난 A₂ 시편들의 표면상태를 보면 산화물층은 더이상 균일한 상태로 존재하지 않고 매우 파괴되어 있음을 알 수 있고 많은 gas bubble들이 발생된 흔적들을 볼 수 있다. 반면에 A₁₀ 시편들의 표면에는 30분 동안 부식시킨 A₁₀ 시편에서와 마찬가지로 산화물층으로 균일하게 덮혀 있음을 알 수 있고 이층들은 좀더 두껍게 성장되었다. 이들 산화물층을 불산처리로 제거시킨 후 나타난 조직 사진을 보면 A₂ 시편들에서는 부식이 너무 심하게 일어나 30분

부식시킨 시편에서 보여준 pit들은 너무 심하게 확장되어 시편 전체가 매우 porous한 것을 볼 수 있는 반면에 A₁₀ 시편들에서는 아직 pitting에 의해 부식이 되고 있음을 확인할 수 있다.

그림 6은 산화물층이 일부 제거된 A₁₀ 시편에 대한 SEM 사진으로 산화물층의 단면을 보여주고 있다. 산화물층내에 10~20 μm 크기의 기공들이 존재함을 알 수 있고 이 산화물층에 대한 EDS 분석에 의하면 이층은 순수한 SiO₂가 아니라 Al과 Na 성분을 함유한 것을 알 수 있다. 반면에 A₂ 시편의 산화물층에 대한 EDS 분석은

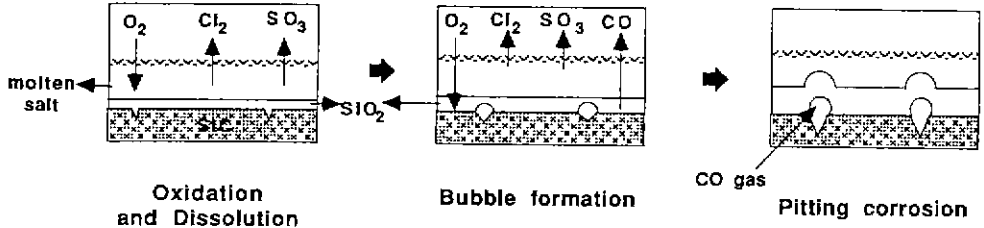
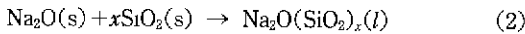
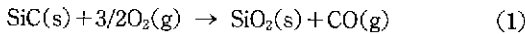


Fig. 7. Schematic diagram for pitting type hot-corrosion

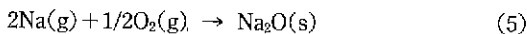
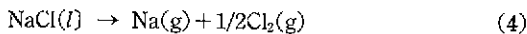
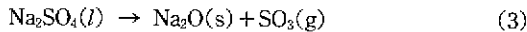
항상 Si 성분만 나타낸 것으로 미루워 보아 A₂ 시편에 서는 거의 순수한 SiO₂ 산화물을 형성한다고 보아진다.

여기서 Na 이온을 함유한 molten salt에 의해 SiC가 부식되는 과정을 다음과 같이 살펴 볼 수 있다.



SiC는 먼저 산소이온과 만나 SiO₂층을 형성하게 되고 SiO₂층은 sodium oxide 이온에 의해 dissolve되어 액상의 sodium silicate를 형성하게 된다. 부식이 일어나고 안 일어나는 정도 즉, active corrosion이나 passive corrosion이냐는 salt속에서 Na₂O 이온의 activity에 의존되는데 activity가 낮은 acidic salt에서는 부식이 일어나지 않고 activity가 높은 basic salt에서는 부식이 많이 일어나게 된다⁹⁾.

본 실험에서 salt는 free oxide ion activity가 높은 Na₂SO₄와 free oxide ion activity가 낮은 NaCl의 혼합물로서 corrosion rate를 적당하게 조절하였다. 이 두 salt들은 융점 이상의 온도에서 다음과 같이 분해되어 salt 중에 Na₂O 이온을 형성하게 된다.



본 실험에서 일어나는 화학반응을 볼 때 gas상의 발생은 반응식 (1), (3), (4)로부터 CO, SO₃, Cl₂ gas들의 발생을 예측할 수 있다. 이들 gas상들 중에서 SO₃와 Cl₂는 salt의 분해과정에서 발생하는 반면 CO gas는 SiC와 SiO₂ 경계에서 SiC의 산화반응에 의해 발생하는 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 또한 silicate층을 제거시킨 후 나타난 산화물 표면에 대한 SEM 사진들에서도 SiC와 SiO₂ 경계에서 발생한 CO gas가 분출되면서 생긴 구멍들을 볼 수 있다. 산화반응을 통해 발생한 CO gas는 개기공 또는 입계에서 안정된 gas bubble로 자라게 되는데 이것은

개기공 또는 부식으로 인해 홈이나 입계에서 gas bubble은 안정된 gas bubble로 자라기 위한 입계반경보다 클 확률이 높기 때문이다. 또한 미세한 개기공들은 액상의 침투가 힘들어 gas bubble로의 성장을 위한 핵(공기)들이 미리 존재하기 때문이다. 산화물층내에 gas bubble의 존재는 gas상을 통한 mass transport를 가속화시켜 개기공과 입계들에서 부식은 더 빨라지게 되면서 pit를 형성하게 된다. 따라서 SEM 조직 사진에서 살펴 보았듯이 본 실험의 부식은 pitting type의 부식에 의해 발생되고 있음을 알 수 있다. 이 부식 기구를 도식적으로 그림 7에 표시하였다.

Al₂O₃가 다량 첨가된 A₁₀ 시편은 A₂ 시편보다 corrosion rate이 훨씬 느린 것은 A₁₀ 시편에 존재하는 입계상으로 설명될 수 있다. A₁₀ 시편의 입계상은 Al 성분을 다량 함유한 비정질상과 Al₂O₃로 구성되어 있으며 Al₂O₃는 Na₂O 이온에 의한 basic dissolution 반응을 일으키지 않는 산화물로 A₁₀ 시편의 입계는 A₂보다 훨씬 salt에 대한 부식 저항성이 높다. 또한 A₁₀ 시편에 형성된 산화물층도 순수한 SiO₂가 아니라 Al 성분을 함유한 산화물로서 Na₂O 이온에 대한 dissolution rate을 둔화시키는 요인이 된다. A₁₀ 시편이나 A₂ 시편들에서 2050°C에서 소결된 시편이 2000°C에서 소결된 시편보다 corrosion rate이 느린 것은 2050°C에서 소결된 시편이 밀도가 높아 상대적으로 부식을 가속화시키는 개기공이 존재할 확률이 적기 때문이다.

그림 3에서 보여준 본 실험의 corrosion rate를 보면 약 50분까지 모든 시편들은 거의 linear rate law를 보여주며 그 후 급속한 감소를 나타내고 있다. 이것은 부식이 진점됨에 따라 gas의 발생양도 많아지게 되어 gas들이 salt로부터 빠져 나오면서 salt를 fluxing시키게 되어 부식성 gas의 확산을 가속화시키기 때문이다. 또한 시편에 형성된 pit가 깊어지고 시편 전체에 확산됨에 따라 SiC와 SiO₂ 사이에서 발생한 CO gas는 급속도로 SiO₂층을 파괴하게 되어 빠른 속도로 부식을 가속화시키게 된다.

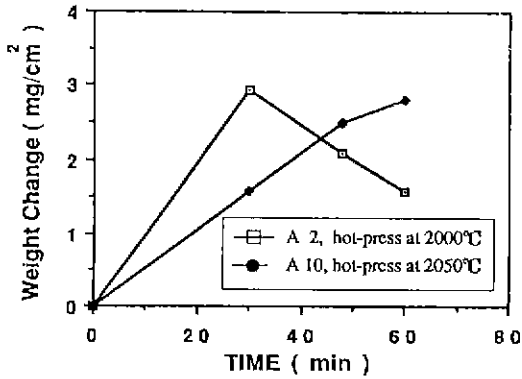


Fig. 8. Weight change of SiO₂ formed on the specimen after hot-corrosion

NaCl과 Na₂SO₄ salt에 대한 SiC의 hot corrosion에 대한 부식기구는 SiC 자체의 특성 뿐만 아니라 SiC에 존재하는 기공, 입계상들이 크게 영향을 미치므로 본 실험에 대한 정확한 mechanistic law는 규정짓기 힘들지만 SiC 자체만의 특성을 고려할 때 앞에서 논의된 식 (1)과 식 (2)에 의한 두 반응으로 설명될 수 있다. 식 (1)은 parabolic law를 따르는 SiC의 산화반응으로 산화물층에 대한 산소 이온의 확산에 의존되고 식 (2)는 Na₂O ion의 activity에 의존되는 화학반응으로 본 실험 결과에 의하면 linear rate law를 따르게 된다. 두 반응을 동시에 고려할 경우 전체적인 corrosion rate은 Tedmon식인 paralinear rate law를 따르게 된다¹¹⁾:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{K_p}{x} - K_l \quad (6)$$

여기서 x는 산화물층의 두께이고, t는 시간, K_p는 parabolic 상수, K_l은 linear rate 상수이다. 즉, 산화반응에 의해 산화물층은 점차 두꺼워지고 salt에 의한 dissolution 반응에 의해 이 산화물층은 점차 소모되게 된다. 문헌¹²⁾에 의하면 1000°C에서 SiC의 산화반응에 대한 K_p는 2.55×10 mm²/min으로 1.6×10⁻³ mg/cm²·min의 무게증가를 가져오는 반면 본 실험에서 corrosion rate이 가장 빠른 2000°C에서 소결된 A₂ 시편에 대한 K_l은 0.9 mg/cm²·min의 무게감소를 가져온다. 따라서 본 실험에서, K_l은 K_p보다 훨씬 크므로 전체적인 corrosion rate은 그림 3에 나타낸 것처럼 K_l에 의존하게 되어 linear한 무게감소를 나타내게 된다. 이런 linear한 무게감소는 SiC와 SiO₂ 경계에서 발생하는 gas상에 의해 SiO₂층이 심하게 파괴되기 전까지(약 50분간) 계속 되며 그 후의 부식은 위에서 설명한 반응기구를 벗어나 심하게 가속화된다.

부식실험 후 시편표면에 존재하는 SiO₂의 양(산화반응을 통해 얻어진 SiO₂와 염에 의해 dissolution되어 소모된 SiO₂의 차이)은 불산처리를 통해 구하였고 시간의 함수로 그림 8에 나타내었다. A₂의 시편에서는 매우 빠른 시간내에 최고치에 도달한 후 시간이 경과됨에 따라 급속도로 감소되는 경향을 보여주는 반면 A₁₀ 시편에서는 증가속도는 A₂ 시편보다 늦으나 60분 동안 부식시킨 후에도 상당량이 존재하고 있음을 알 수 있다. 식 (6)은 평형상태에서 dx/dt=0이 되므로 SiO₂층의 두께(x)는 K_p/K_l로 표시된다. K_p는 산화반응에 대한 parabolic 상수로서 SiO₂층은 반응초기에 빠른 속도로 형성되나 SiO₂층이 두꺼워짐에 따라 이 층을 통한 산소의 확산이 힘들어짐으로서 형성속도는 둔화된다. 반면에 K_l은 염에 의한 SiO₂층의 dissolution 반응에 대한 linear rate 상수로서 SiO₂층의 dissolution은 시간에 관계없이 일정하다. 따라서 시편 표면에 형성되는 SiO₂량은 시간에 따라 최대값을 나타낸 후 점차 감소되어 궁극적으로 평형상태의 값, K_p/K_l을 갖게 된다. 그림 8에서 A₁₀ 시편이 A₂ 시편보다 SiO₂의 증가속도가 늦은 것은 낮은 K_p값에 기인된 것이다. 반면에 A₂ 시편에서는 높은 K_p값으로 인해 빠른 시간에 SiO₂를 형성하나 시간이 경과됨에 따라 증가속도는 둔화되고 높은 K_l값의 영향을 받아 급히 감소하게 된다. 이와 같은 이유에서 A₁₀ 시편에서는 60분 안에 최대값을 나타낸 반면에 A₁₀ 시편에서는 60분 후에 나타낼 것으로 기대된다. 이와 같은 현상은 그림 4와 그림 5에 보여준 SEM 사진으로도 관찰될 수 있는데 30분 실험 후 A₂ A₁₀ 시편 모두 산화층으로 덮여 있는 반면에 60분 실험 후에는 A₁₀ 시편에만 두꺼운 산화층으로 덮여 있음을 알 수 있다.

시편에 SiO₂층이 존재한다는 것은 salt에 의한 SiC의 부식을 둔화시킨다는 요인이 되므로 A₁₀ 시편은 A₂ 시편보다 salt에 대한 부식 저항성이 높은 것으로 판단된다.

4. 결 론

2 wt% Al₂O₃와 10 wt% Al₂O₃를 함유한 가압 소결된 SiC를 37 mol%의 NaCl과 63 mol% Na₂SO₄의 salt mixture에 의해 1000°C에서 hot corrosion한 결과,

1) 부식반응은 산화반응에 의해 SiC의 표면에 SiO₂층이 형성되고 이층은 salt속에 있는 Na₂O 이온에 의해 basic dissolution되어 일어났다.

2) 10 wt% Al₂O₃를 함유한 시편은 입계에 Al₂O₃를 함유한 균일한 입계상의 존재로 2 wt% Al₂O₃를 함유한 시편보다 corrosion rate가 훨씬 낮았다.

3) 개기공과 입계를 통한 pitting corrosion이 관찰되었고 개기공이 적은 2050°C에서 가압소결된 시편은 2000°C에서 소결된 시편보다 낮은 corrosion rate를 나타냈다.

4) SiC와 SiO₂ 경계에서 발생된 CO gas에 의해 SiO₂ 층이 심하게 파괴되기 전까지 부식은 linear한 변화를 보였고 그 후 linear한 변화를 벗어나 가속화 되었다.

REFERENCES

1. J.J. Burke, A.E. Gorum and R.N. Katz, "Ceramics for High Performance Applications," Brookhill, Chestnut Hill, MA, 1974.
2. M.C. Kerr, "Industrial Heat Exchanger," Ed. A.J. Hayes, W.W. Liang, S.L. Richlen and E.S. Tabb, A.S.M. International, Metal Park, OH, p. 391 (1985).
3. V.J. Tenery, "Oak Ridge National Lab. Report," ORNL/TM-7580. Oak Ridge, TN (1981).
4. J.E. Antill and J.B. Warburton, *Corrosion Sci.* **11**, 337 (1971).
5. F.J. Kohl, C.a. Sterns and G.C. Fryburg, "Sodium Sulfate: Vaporization and Role in Corrosive Flames," in *Metal-Slag-Gas Reactions and Processes*. Ed. Z.A. Foullis and W.W. Smeltzer, The Electrochemical Society, Pinnington, NJ, p. 647 (1975).
6. J.I. Federer and P.J. Jones, "Oxidation/Corrosion of Metallic and Ceramic Materials in Aluminium Remelt Furnace," ORNL/TM-9741, Oak Ridge, TN (1985).
7. C.E. Smeltzer, T.A. Argabright and W.W. Liang, "Industrial Heat Exchanger," Ed. A.J. Hayes, W.W. Liang, S.L. Richelen and E.S. Tabb, A.S.M. International, Metal Park, OH, p. 299 (1985).
8. Soo-Young Lee, Jae-Woong Ko, Hai-Doo Kim, "Effect of Al₂O₃ on Hot-Press of α -SiC and Mechanical Properties," in this issue of J. Korean Ceramic Society.
9. D.W. Mckee and D. Chatterji, "Corrosion of Silicon Carbide in Gases and Alkaline Melts," *J. Am. Ceram. Soc.*, **59**, 441 (1976).
10. S.C. Singhal, "Oxidation Kinetics of Hot-Pressed Silicon Carbide," *J Mater. Sci.* **11**, 1246 (1976).
11. C.S. Tedmon, "The Effect of Oxide Volatilization on the Oxidation Kinetics of Cr and FeCr Alloys," *J. Electrochem. Soc.*, **113**, 776 (1966).
12. J.A. Costello and R.E. Tresseler, "Oxidation Kinetics of Hot-pressed and Sintered α -SiC." *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**, 327 (1981).