

<論 文>

# 세라믹 가스터빈 환경을 고려한 탄화규소의 입자충격 손상거동 — 장시간 산화에 따른 산화물층의 영향 —

신 형 섭\*  
(1994년 10월 24일 접수)

## Particle Impact Damage Behaviors in Silicon Carbide Under Gas Turbine Environments — Effect of Oxide Layer Due to Long-Term Oxidation —

Hyung-Seop Shin

**Key Words :** Ceramic Gas Turbine(세라믹 가스터빈), Silicon Carbide(탄화규소), Impact Damage(충격손상), Spalling(스폴링), Lateral Crack(레이터럴 크랙), Residual Strength(잔류강도), Long-Term Oxidation(장시간 산화), Oxide Layer(산화물층)

### Abstract

To simulate strength reliability and durability of ceramic parts under gas turbine application environments, particle impact damage behaviors in silicon carbide oxidized at 1673 K and 1523 K for 200 hours in atmosphere were investigated. The long-term oxidation produced a slight increase in the static fracture strength. Particle impact caused a spalling of oxide layer and some types of cracks in the substrate which was similar to the case of SiC without oxide layer. The patterns of spalling and damage induced were dependent upon the property and impact velocity of the particle. Especially, the difference in spalling behaviors induced could be explained by introducing the formation mechanism of lateral crack and elastic-plastic deformation behavior at impact site. At the low impact velocity regions, the oxidized SiC showed a little increase in the residual strength due to the cushion effect of oxide layer, as compared with the as-received SiC without oxide layer.

### 1. 서 론

탄화규소(SiC)는 질화규소(Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)와 더불어 고온에서 우수한 강도특성, 내식성 및 내마모성을 나타내기 때문에 열효율 향상과 연료다양화 관점에서

가스터빈 등 열기관용 부재에 적용이 검토되고 있다. 특히 1000℃ 이상의 고온에서는 탄화규소가 질화규소보다 우수한 강도특성을 나타낸다. 이들 비산화물계 세라믹을 가스터빈 환경에서 장시간 사용할 경우, Si가 C보다는 산소와 높은 친화력을 갖기 때문에 산화를 일으켜 표면에 산화물층(oxide layer)을 형성하고, 재료강도에도 영향을 미치게 된다. 탄화규소 세라믹의 고온산화와 그로 인한 재

\*정회원, 안동대학교 기계공학과

료의 강도 및 파괴거동에 관하여 많은 연구가 행해져 오고 있다.<sup>(1,2)</sup>

한편 금속재료에 비하여 파괴인성이 낮은 세라믹 재료를 가스터빈 동익과 같이 고속회전하는 부재에 사용할 경우, 연소가스와 함께 날아오는 硬한 탄소 (hard carbon) 같은 고체입자의 충격은 세라믹부재에 손상을 초래하게 되고, 입자충격손상은 결국 부재의 강도저하와 에로존(erosion)을 발생시키게 된다. 그 때문에 입자충격손상에 견딜 수 있는 부품 설계기술의 개발을 위한 세라믹의 내충격강도에 관한 연구가 진행되어오고 있다.<sup>(3,4)</sup> 특히 대기중 고온에서 수동산화시 보호막 역할을 하는 산화물층의 입자충격으로 인한 손상에 관한 연구는, 고온에서 세라믹의 에로존거동 뿐만 아니라 코로존(corrosion)의 규명을 위해서도 중요하다.

세라믹재료를 열기관외 구조용 부재로 사용하기 위해서는 고온에서 재료특성의 변화로 인한 손상거동의 파악<sup>(5)</sup>과 더불어 장시간 산화로 인해 발생하는 산화물층이 입자충격손상에 미치는 영향에 관한 검토가 세라믹부품의 설계 및 신뢰성확보를 위한 손상예측 측면에서 필요하다.<sup>(6)</sup> 이것은 또한 세라믹코팅재에서 발생하는 에로존 및 코팅 막의 박리(delamination)에도 관련하는 문제이다.<sup>(7)</sup>

본 연구에서는, 가스터빈에 단상세라믹을 사용할 경우를 고려하여, 대기중 고온에서 장시간 산화처리한 탄화규소에 입자충격을 가하여, 산화물층이 충격손상 및 강도저하거동에 미치는 영향에 대하여 검토하였다. 또 산화에 따른 탄화규소의 정적강도 특성 및 파괴저항의 변화에 대하여 고찰하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시험편과 산화처리

시험편은 B와 C를 첨가제로 하여 상압소결한 탄화규소( $\alpha$ -SiC)를 표면거칠기  $R_{max}$  0.8  $\mu$ m 이하로 경면가공을 하여 제작하였다.<sup>(8)</sup> 시험편의 크기는  $10 \times 50 \times 4$  mm이다.

본 연구에서는, 고온산화에 따른 세라믹재료의 내구성시험으로 전기로 중의 정적분위기에서 산화방식을 채택하였다.<sup>(9)</sup> 시험편을 아세톤용액으로 초음파세척한 뒤, 전기 저항가열식 알루미늄관상로(Keramax 소형 수직관상로, 西村工業社製)중에 삽입하여 대기중, 1673 K와 1523 K의 고온에서 200시간 동안 산화처리를 하였다. 이때 시험편은

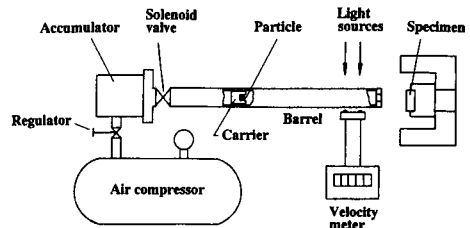


Fig. 1 Schematics of experimental apparatus

알루미늄봉에 의해 지지되었다.

산화처리후 표면에 생성된 산화물층을 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 관찰하였다. 장시간 산화가 탄화규소의 강도특성에 미치는 영향을 알아보기 위하여, 1673 K에서 200시간 산화처리한 시험편의 파괴강도를 정적 4점굽힘에 의해 평가해, Weibull 분포함수를 사용하여 산화물층을 갖지 않는 공시재의 경우와 비교하였다.

### 2.2 입자충격실험 및 손상평가

입자의 충격실험은 Fig. 1에 보인 장치를 사용하여 실온에서 실시하였다.<sup>(3,10)</sup> 충격입자로 직경 1.2 mm의 SiC와 Steel입자를 사용하여, 시험편은  $10 \times 50$  mm면 중앙부에 충격을 가하였다. 이때 입자의 충격속도를 10~250 m/s의 범위로 하였다.

입자충격후, 시험편에 발생한 손상을 광학현미경과 SEM을 사용하여 관찰하였다. 또 산화물층의 하부모재표면에 생긴 손상은, 산화물층 제거후 입경 1  $\mu$ m의 다이아몬드 페이스트(diamond paste)를 사용하여 경면연마한 다음, 조명의 입사각도를 조절하여 균열이 희게 떠오르게 하여 관찰하였다. 충격손상에 의한 시험편의 잔류강도 저하를 정적4점굽힘시험(내측스팬 : 10 mm, 외측스팬 : 30 mm)에 의해 평가하였다. 이때 시험편의 충격부를 굽힘에 의한 인장응력측에 위치시켰다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 산화물층의 특성 및 강도에의 영향

탄화규소의 고온에서의 산화특성은 주위 산소분압에 의존해, 10 kPa보다 높은 산소분압에서는 산화물층이 일정두께에 달하면 산화에 대한 보호막으로써 역할을 하는 소위 수동산화(passive oxidation)가 일어나 표면에 유리상 SiO<sub>2</sub>막이 형성된다.<sup>(11,12)</sup> 그리하여 대기중에서 일어나는 탄화규소의 산화거

동은 수동산화이고, 이때 생기는 산화과정을 화학 반응식으로 나타내면 다음과 같다.



Fig. 2는 1673 K에서 200시간 산화처리한 시험편 표면에 발생한 산화물층의 SEM사진이다. 표면에 SiO<sub>2</sub>의 산화물층이 형성되어 있고, 그 표면에는 평균입자크 약 20 μm의 망상균열이 발생해 있는 것을 볼 수 있다. 이들 미소망상균열은 고온에서 생성된 산화물층과 모재의 열팽창계수의 차이로 인해 냉각시 발생한 것으로 생각된다. 또 산화물층의 표면거칠기는 R<sub>max</sub> 1.0~1.5 μm로, 공시재의 경우 (0.4 μm)보다 다소 거칠어져 있으나, 고온고속의 연소가스중에서 직접 산화시험의 경우(약 5 μm)와 비교하면 현저하게 작은 것을 알 수 있다.<sup>(13)</sup>

Fig. 3은 산화처리한 시험편의 파단면상에서 산화물층과 하부모재의 SEM사진이다. 상부의 산화

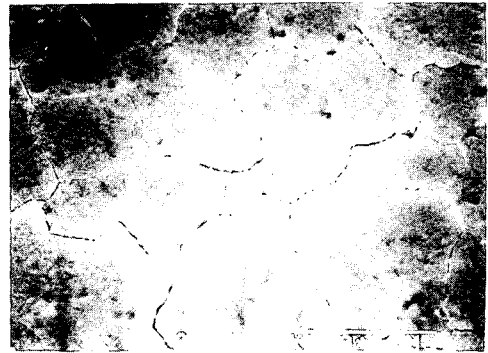


Fig. 2 Morphology of oxide layer oxidation at 1673 K for 200hrs

물층(SiO<sub>2</sub>)은 두께가 약 4 μm이고, 하부모재(SiC)와 다른 조직을 하고 있다. 또 계면근처 하부모재의 깊이 6~10 μm의 결정입계(grain boundary)에도 산화가 일어나, 그 부분의 SiC결정립은 모가

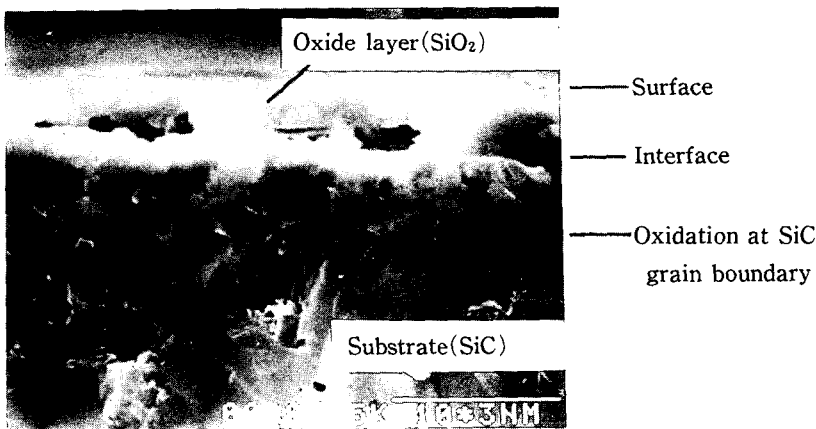


Fig. 3 SEM micrograph of SiC oxidized at 1673K for 200 hrs at fracture section

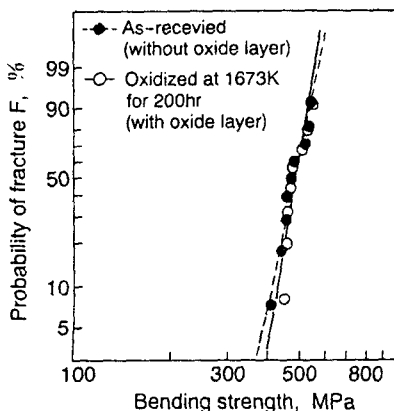


Fig. 4 Weibull plots of fracture strength

Table 1 Weibull modulus of fracture strength

Specimen conditions	Fracture strength (MPa)	Weibull modulus	Number of samples
Oxidized, 200 hrs at 1673 K	493	13.2	8
As-received	482	11.1	9

나지 않고 다소 매끈한 파면을 하고 있어서, 보다 깊은 부분에서 뚜렷한 형태를 하고 있는 결정립의 파면과는 차를 나타내고 있다. 이 계면부근 입계산화가 모재의 표면에 압축응력을 발생시킨다는 것이 알려져 있다.<sup>(14)</sup> 1523 K의 경우 또한 1673 K의 경우와 거의 동일한 산화물층의 두께 및 형태를 나타내었다.

고온산화가 탄화규소의 강도특성에 미치는 영향을 알아보기 위하여, 대기중, 1673 K에서 200시간 산화처리한 시험편의 파괴강도를 정적4점 굽힘시험에 의해 측정하여 공시재의 경우와 비교하였다. 각 재료에 대한 파괴강도의 Weibull 분포를 Fig. 4에 나타내고 있다. Table 1은 파괴강도의 평균치와 Weibull 계수를 나타내고 있다. 산화처리한 시험

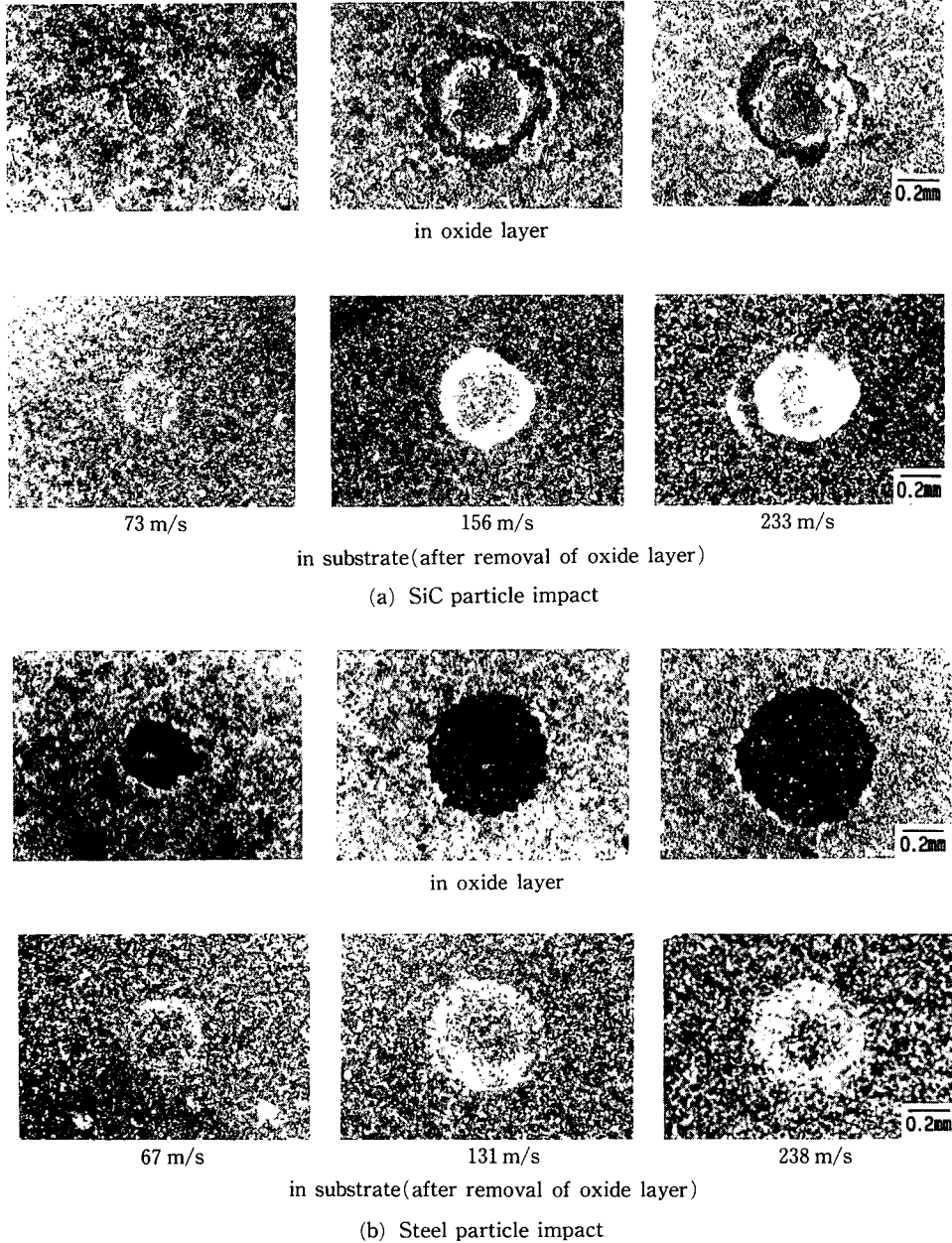


Fig. 5 Morphologies of surface damage in SiC oxidized at 1673 K for 200hrs

편은 공시재에 비해 약 10 MPa의 강도증가를 보여 그다지 큰 차를 나타내지는 않았다. 또 Weibull 계수는 산화처리재의 경우가 공시재보다 다소 높은 값을 나타내, 표면에 존재하는 초기결함이 산화로 인하여 보다 균일화되었다는 것을 알 수 있다. 이것은 산화의 초기단계 또는 비교적 낮은 온도에서 세라믹 표면에 형성되는 얇은 산화물층이 초기결함을 둔화(blunting) 또는 수복(healing)시키는 효과가 있어 일반적으로 파괴강도를 증대시킨다는 것이 알려져 있지만,<sup>(15)</sup> 본 연구에서와 같이 고온에서 장시간 산화처리를 한 경우, 비교적 두꺼운 산화물층(SiO<sub>2</sub>)의 생성과 더불어 계면 또는 하부모재에 발생하는 기공(pit), 기포와 같은 새로운 결함이 초기결함의 수복에 따른 강도 개선효과를 상쇄시켜, 결과적으로 공시재에 근접하는 강도치를 나타내었다고 생각되어진다. 강도평가후 파면관찰을 통해서도, 파괴기점에서 기포와 같은 결함의 존재를 확인할 수 있었다. 그리하여 보다 장시간산화에 따른 영향에 관한 연구가 세라믹의 내구성 및 강도신뢰성 파악을 위해서 필요하다.

### 3.2 입자충격손상에 미치는 산화물층의 영향

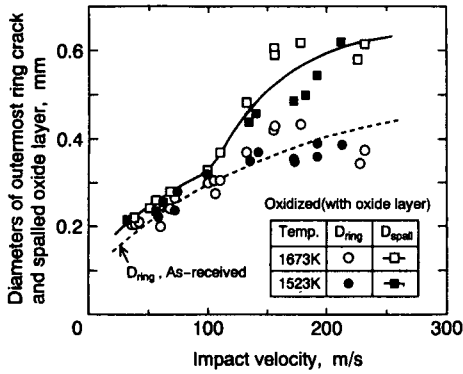
산화처리한 시험편엔 구형입자 충격시 발생하는 손상은 산화물층의 파손과 하부모재의 손상을 나눌 수 있다. Fig. 5(a), (b)는 1673 K에서 200시간 산화처리한 시험편엔 SiC입자와 Steel입자를 충돌시킨 경우, 각각의 충격속도에서 발생하는 손상형태를 산화물층 및 하부모재를 대응시켜서 나타내고 있다. 먼저 충격부에는 산화물층이 하부모재로부터 분리되어 떨어져 나가는 스포링(spalling)이 발생하였고, 그 형태는 충격입자의 재질과 충격속도에 따라서 차이를 나타내고 있다. (a) SiC입자충격의 경우, 충격속도가 커지면 산화물층의 스포링은 하부모재에 생긴 링크랙의 최외곽 직경보다 커지고 전체적으로는 원형에서 벗어나는 형태로 발생하였다. (b) Steel입자충격의 경우, 충격입자의 접촉부 면적과 같은 크기의 거의 원형을 한 스포링이 발생하였다.

한편 하부모재의 손상은, (a) SiC입자충격의 경우, 충격속도가 작을 때는 링크랙만이 발생하였지만, 충격속도가 약 100 m/s를 넘으면 하부모재 충격점에서의 탄소성변형에 의해 링크랙 주위에 반경 방향의 레이디얼크랙(radial crack) 또는 표면엔 평행한 레이터럴크랙(lateral crack)과 같은 2차적

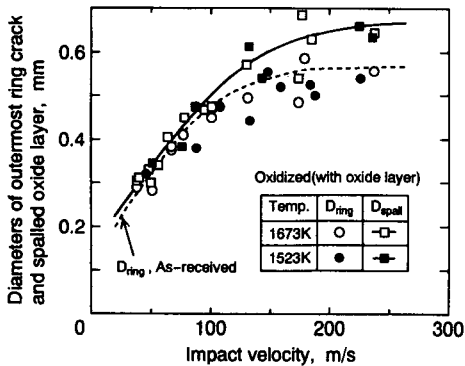
균열의 발생을 초래하였다. 한편 (b) Steel입자충격의 경우는 충격속도가 증가함에 따라 링크랙의 증대를 가져오지만, 충격속도가 약 170 m/s를 넘어서면 더 이상의 링크랙 증대는 가져오지 않고 거의 일정한 값에 접근해 가는 경향을 보여주었다. 이러한 하부모재에서의 손상거동은 산화물층이 없는 경우<sup>(6,10)</sup>와 유사하였다. 하부모재에 생기는 링크랙의 발생임계속도는 산화물층이 없는 경우와는 달리 명확한 관찰/측정이 불가능하였지만, 산화물층이 없는 경우에 비해 약간의 증대가 예상되어진다. 또한 표면상의 링크랙이 없는 경우에 비해 약간의 증대가 예상되어진다. 또한 표면상의 링크랙은 모재내부에 헤르츠안콘크랙(Hertzian cone crack) 형태로 발달한 것을 파면관찰을 통해서 확인할 수 있었다.

충격속도에 따른 손상의 증대거동에 미치는 산화물층의 영향을 보다 정량적으로 파악하기 위해, 1673 K와 1523 K에서 200시간 산화처리한 시험편에 입자충격으로 인해 생긴 산화물층의 스포링부적경( $D_{spall}$ )과 하부모재에 발생한 링크랙의 최외측직경( $D_{ring}$ )을 각각 측정하여 충격속도에 대하여 나타낸 것이 Fig. 6(a), (b)이다. (a) SiC입자충격의 경우,  $D_{spall}$ 은 충격속도의 증가에 따라  $D_{ring}$ 과 거의 같은 값을 가지면서 증가하지만, 충격속도가 약 100 m/s를 지나면서 급격히 증가하여,  $D_{ring}$ 보다 훨씬 큰 값을 나타냄과 동시에 다소 분산을 나타내었다. (b) Steel입자충격의 경우,  $D_{spall}$ 은 충격속도가 비교적 작은 경우에는  $D_{ring}$ 과 거의 같은 값을 가지지만, 충격속도가 80 m/s를 지나면서  $D_{ring}$ 보다 큰 값을 나타내고 있다. 이것은 충격속도가 큰 경우(>150 m/s)에는, Steel입자 자체의 소성변형으로 인해 접촉부 면적이 증가해  $D_{spall}$ 의 증대를 가져오지만, 접촉면의 가장자리부에는 작용하는 응력(접촉압력)이 완화되어 더 이상 링크랙의 증대가 일어나지 않고 포화하는 거동을 나타내었기 때문이다. 이와 같은 스포링부 증대거동은, 산화물층이 없는 공시재에 입자충격시 충격점에 발생하는 크레이터깊이(depth of crater)의 충격속도에 따른 증대거동<sup>(6)</sup>과도 유사하여, 충격점 부근의 변형거동에 크게 의존하였다는 것을 알 수 있다.

한편 하부모재에 생긴 손상정도를 나타내는  $D_{ring}$ 은 점선으로 나타낸 산화물층이 없는 공시재의 경우와 비슷하거나 다소 작은 값을 나타내고 있다. 이것은 입자충격시 산화물층의 스포링에 따른



(a) SiC particle impact



(b) Steel particle impact

Fig. 6 Change in the diameter of outermost ring crack and spalled oxide layer with impact velocity

충격에너지의 소모가 표면손상 정도의 완화에는 거의 영향을 미치지 않았다는 것을 의미한다. 여기에는 Fig. 2에서 볼 수 있었던 산화물층에 생긴 미세망상균열의 영향도 생각되어진다. 또 1673 K와 1523 K의 산화온도차에 따른 스펠링 및 하부모재에 발생하는 손상거동에의 영향은 거의 볼 수가 없었다. 이상으로부터, 고온 산화처리한 탄화규소의 입자충격손상에 미치는 산화물층의 영향은, 스펠링 발생으로 인한 에로존의 증대와 더불어 산화의 진전을 가져오지만, 하부모재의 손상거동에는 크게 영향을 미치지 않았다는 것을 알 수 있다.

여기서 입자충격시 발생하는 산화물층 스펠링거동의 입자재질에 따른 차이는, 세라믹재료 또는 세라믹코팅재<sup>(7)</sup>에 압자의 정적압입(static indentation of sharp indenter)시의 레이디얼크랙 발생과정에 관한 탄소성모델을 구형입자의 고속충격시에도 적용이 가능하다는 점에 착안하여, Fig. 7에 나타낸 바와 같은 Marshall 등의 모델<sup>(16)</sup>을 수정하여 고찰

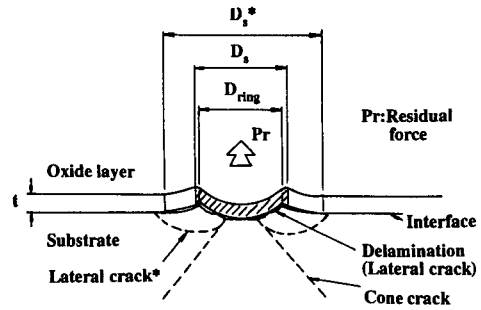
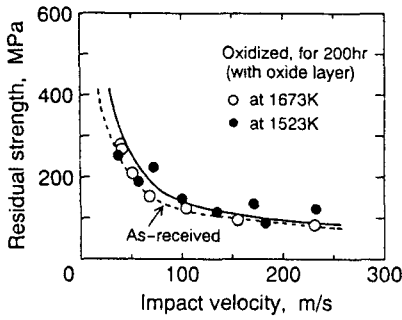


Fig. 7 Schematic representation of the spalling mechanism in oxide layer caused by particle impact

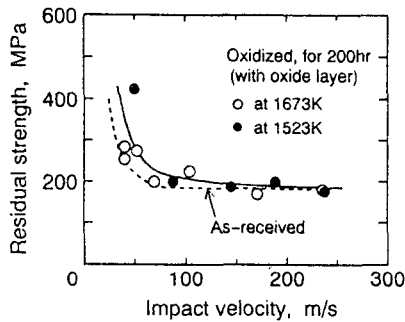
하였다. SiC입자의 저속충격 또는 Steel입자충격의 경우, 즉 하부모재의 충격점이 탄성적 변형을 나타내는 경우, 충격하중의 부가시 산화물층과 하부모재의 재료정수(Poisson의 비)차로 인해 충격입자와의 접촉부 하부의 계면에 직경  $D_s$ 의 분리가 발생하여, 際荷히 모재내부를 반사하여 되돌아오는 인장응력파에 의해서 분리부분이 스펠링을 일으키게 된다. 그리하여 스펠링부는 링크랙의 의경( $D_{ring}$ )에 상당하는 크기를 갖게 되었다. 그러나 SiC입자의 고속충격시와 같이 모재충격부에 소성 변형을 일으키는 경우, 제하시 탄소성 변형역의 경계부에서 발생하는 인장응력이 시험표면에 평행한 레이디얼크랙 또는 칩핑(chipping)을 발생시키고, 스펠링은 하부모재의 레이디얼크랙 발생부직경  $D_s^*$ 까지 확대되어 발생한다. 그리하여 Fig. 6(a)에서 충격속도가 약 100 m/s를 넘어서면  $D_{spall}$ 의 급격한 증가를 초래한 것도 하부모재에서의 변형에 의한 레이디얼크랙과 같은 손상의 발생때문이라고 생각된다.

### 3.3 잔류강도에 미치는 산화물층의 영향

고온 산화처리로 발생한 산화물층이 탄화규소의 충격손상거동에 미치는 영향을 입자충격 후 잔류강도를 측정하여 평가하였다. Fig. 8(a), (b)는 잔류강도와 충격속도의 관계를 나타낸 것이다. 그림중 점선은 산화물층이 없는 공시재의 잔류강도를 나타낸다. (a), (b) 모두 잔류강도는 손상발생 임계속도를 지나면 급격한 저하를 나타내고 그후 충격속도의 증가와 더불어 산화물층이 없는 경우와 유사한 저하거동을 보여주고 있다. 특히 (b) Steel입자충격의 경우, 충격속도가 작은 범위에서는 산화물



(a) SiC particle impact



(b) Steel particle impact

Fig. 8 Relationship between residual strength and impact velocity

층이 없는 경우보다 다소 큰 잔류강도를 나타내지만, 충격속도가 100 m/s 이상의 영역에서는 산화물층이 없는 경우에 접근해 가는 영향을 보이고 있다. 그것은 충격속도가 작은 경우, 산화물층의 존재 및 스폴링에 의해 충격에너지가 소모되는 쿠션효과(cushion effect)가 하부모재 내부에 발생하는 손상정도의 완화를 가져와 결과적으로 공시재보다 큰 잔류강도를 나타내고 있지만, 충격속도가 큰 경우는 결과적으로 공시재보다 큰 잔류강도를 나타내고 있지만, 충격속도가 큰 경우는 그 비가 상대적으로 적어서, 그 영향이 거의 나타나지 않았다고 생각된다. 한편 3.1절에서 언급한 입제산화로 인해 하부모재의 표면부근에 발생하는 잔류압축응력이 미치는 영향에 관한 검토도 필요하다.

산화온도차가 잔류강도에 미치는 영향은 (a), (b) 모두 나타나지 않았다. 그리하여 대기중 장시간산화된 경우, 일정 이상의 산화온도에서는 초기에 발생한 산화물층이 보호막으로 작용하였기 때문에 입자충격손상 및 강도저하거동에 산화온도차에 따른 영향이 나타나지 않았다고 생각된다.

실제로 가스터빈 환경에서 세라믹부재를 장시간 사용시 3.1절에서 언급한 고온산화(열처리)에 따른 균열수복효과가 입자충격에 의해 내부에 발생한 헤르츠안크랙과 같이 현저한 손상에도 나타날 것인 지에 관한 검토와 더불어 산화에 따른 입제응력하 균열성장(subcritical crack growth)에 관한 검토<sup>(17)</sup>가 충격손상후의 잔류강도에 미치는 산화물층 영향의 보다 정량적 파악과 세라믹부재의 손상허용설계를 위해 필요하다.

#### 4. 결 론

대기중, 1673 K와 1523 K의 고온에서 200시간 산화처리한 탄화규소에 실온에서 입자충격을 가해, 세라믹가스터빈환경에서 입자충격손상거동을 조사하였다. 얻어진 결과는 다음과 같다.

(1) 1673 K에서 200시간 산화처리한 탄화규소의 정적파괴강도는 산화물층이 없는 공시재의 경우에 비하여 다소 큰 값을 나타내었지만, 그 차는 크지 않았다.

(2) 입자충격에 의한 산화물층의 스폴링은 고온 환경에서 탄화규소 세라믹의 보다 높은 에로존 발생을 예측케 하였지만, 하부모재에 발생하는 손상 형태에는 크게 영향을 미치지 않았다.

(3) 입자충격에 따른 산화물층의 스폴링거동은 입자재질에 따라 차이를 나타냈고, 스폴링거동은 레이터럴크랙 형성에 관한 수정된 Marshall 등의 탄성모델에 의해 설명될 수 있었다.

(4) 산화처리한 시험편의 입자충격후 잔류강도는 충격속도가 작은 범위에서는 산화물층이 없는 경우보다 다소 큰 값을 나타내었지만, 충격속도가 증가하면 산화물층이 없는 경우에 접근해 갔다. 저속충격시는 산화물층의 쿠션효과가 하부모재에 발생하는 손상정도의 완화를 초래하였다.

(5) 산화초기에 생긴 산화물층이 보호막으로 작용했기 때문에, 탄화규소에 대한 입자충격에 의해 발생하는 표면손상 및 강도저하거동에 산화온도차의 영향은 나타나지 않는다.

#### 후 기

본 연구가 가능토록 배려와 지도를 주신 Kanagawa Inst, Tech.,의 Prof. I. Maekawa 에게 감사사를 드린다.

## 참고문헌

- (1) Easler, T. E., Bradt, R. C. and Tressler, R. E., 1981, "Strength Distributions of SiC Ceramics After Oxidation and Under Load," *J. Am Ceram. Soc.*, Vol. 64, pp. 731~734.
- (2) Becher, P. F., 1983. "Strength Retention in SiC Ceramics After Long-Term Oxidation," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 66, pp. C120~C121.
- (3) Shin, H. S. and Maekawa, I., 1995. "Characterization of Particle Impact Damage and Strength Degradation Behaviors in Structural Ceramics," *JSME, Int. J.*, Series A, Vol. 38, No. 1, pp. 116~122.
- (4) Shockey, D. A., Rowcliff, D. J., Dao, K. C. and Seaman, L., 1990, "Particle Impact Damage in Silicon Nitride," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 73, pp. 1613~1619.
- (5) Maekawa, I., Shin, H. S. and Miyata, H., 1991, "Damage Induced in SiC by a Particle Impact," *Eng. Fract. Mech.*, Vol. 40, pp. 879~886.
- (6) Shockey, D. A. and Dao, K. C., 1981, "Improved Impact Fracture Resistance in Oxidation-Toughened  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -20% $\text{ZrO}_2$ ," *Ceram. Bull.*, Vol. 60, pp. 256~257.
- (7) Evans, A. G. and Hutchinson, J. W., 1984, "On the Mechanism of Delamination and Spalling in Compressed Films," *Int. J. Solids Struct.*, Vol. 20, pp. 455~466.
- (8) Singhai, S. C., 1976, "Oxidation Kinetics of Hot-Pressed Silicon Carbide," *J. Mater. Sci.*, Vol. 11, pp. 1246~1253.
- (9) Weibull, W., 1951, "A Statistical Distribution Function of Wide Applicability," *J. Appl. Mech.*, Vol. 18, pp. 293~297.
- (10) 신형섭, 前川一郎, 서창민, 1992, "탄화규소 세라믹의 충격손상 및 강도저하에 미치는 입자재질 및 크기의 영향," 대한기계학회논문집, Vol. 18, pp. 1869~1876.
- (11) Ervin Jr., G., 1958, "Oxidation Behavior of Silicon Carbide," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 44, pp. 347~352.
- (12) Costello, J. A. and Tressler, R. E., 1981, "Oxidation Kinetics of Hot Pressed and Sintered SiC," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 64, pp. 327~331.
- (13) Abe, T., Komatsu, S., Ishikawa, H., Miyata, H. et al, 1986. "Endurance of Ceramic Components in the Hot Exhausted High Velocity Stream," *J. Gas Turbine Soc. Jpn*, Vol, 14, pp. 20~25.(in Japanese)
- (14) Zdaniewski, W. A. and Kirchner, H. P., 1987, "Effect of Grain-Boundary Oxidation on Fracture Toughness of SiC," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 70, pp. 548~552.
- (15) Lange, F. F., 1970, "Healing of Surface Cracks in SiC By Oxidation," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol. 53, pp. 29.
- (16) Marshall, D. B., Lawn, B. R. and Evans, A. G., 1982, "Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Lateral Crack System," *J. Am. Ceram. Soc.*, Vol 65, pp. 561~566.
- (17) McHenry, K. D. and Tressler, R. E., 1977, "Subcritical Crack Growth in Silicon Carbide," *J. Mater. Sci.*, Vol. 12, pp. 1272~1278.