

論文

AE에 의한 SiC/SiC 세라믹 복합재료의 고온 특성 평가

李侑泰* · 金相台* · 李澤淳* · 權在渡* · 志波 光晴** · 岸輝雄***

Evaluation of High-Temperature Characteristics for SiC/SiC Ceramic Matrix Composites by Acoustic Emission Method

Y.T. Lee*, S.T. Kim*, T.S. Lee*, J.D. Kwon*, 志波 光晴** and 岸輝雄***

ABSTRACT

The temperature dependency of mechanical properties on woven-cloth SiC-fiber reinforced SiC composite materials, which were fabricated by injection molding method, was examined under slow speed(0.02mm/min) tensile test in various temperatures and atmosphere condition. Acoustic emission(AE) signal was detected by piezoelectric AE sensor in real time. It was found that the AE source location method, utilizing the longitudinal wave velocity, was effective in identifying fracture points of the specimens tested at room temperature. However, this method was not effective at elevated temperatures, because the fracture occurred so fast by the oxidation of the materials. The strength degradation of these composites at elevated temperature was turned out to be due to the formation of SiO₂ and TiO₂ oxide particles.

초 록

사출 성형법으로 제조된 SiC 직물섬유 강화 SiC 세라믹 기지의 복합재료의 기계적 성질에 대한 온도 의존성을 공기 중 여러 온도 영역에서 저속 인장 시험을 통하여 조사하였다. 음향방출(AE) 신호는 압전 AE센서에 의해 리얼 타임으로 검출되었다. 종파의 속도를 사용하여 수행하는 AE원 위치법으로 상온에서 시험한 시편의 파단점 위치는 효과적으로 검출할 수 있었으나, 고온 조건에서는 효과적이지 못하였다. 이는 재료 내의 산화부에서 파단이 급속히 진행되었기 때문이다. 이 재료의 고온에서의 강도 저하는 SiO₂와 TiO₂ 등의 산화물의 생성에 기인되는 것으로 판명되었다.

1. 서 론

디젤엔진, 로켓트 노즐, 우주왕복선의 내열부품과 같은 고응력, 고온 또는 열악한 환경 등의 특수한

조건에서 사용되는 세라믹 재료는 그들의 지니고 있는 우수한 내열성, 내부식성, 고강성, 저 열팽창계수의 이유때문에 미래의 구조용 재료로써 기대를 받고 있다. 이 세라믹 재료의 취성파괴와 신

* 정희원, 영남대학교 기계공학과

** JAPEIC Research Center, Japan

*** Research Center for Advanced Science and Technology, The University of Tokyo, Professor

피성의 문제를 해결하기 위해 세라믹의 파괴인성 향상을 위한 강인화 기구의 개발에 초점이 맞춰지고 있다. 지금까지 개발되어진 고인화 기구로서는 분산입자, 섬유 또는 휘스커를 보강하여 복합재료를 만드는 것이다[1~3]. 섬유강화 세라믹중 가장 미래가 밝은 재료로서는 탄소와 탄화규소를 모재로 하여 만들어진 재료들이며, SiC 장섬유를 보강한 SiC 세라믹 복합재료(CMC : Ceramic Matrix Composites)는 터보엔진과 로켓엔진용 부품으로 사용되고 있다[4~6].

한편, CVI(Cheical Vapor Infiltration)법에 의해 제작한 SiC 세라믹기 복합재료의 성형과정과 미세구조, 기계적 성질에 대한 연구가 지난 10여년에 걸쳐 Amercom회사와 UCLA에 의해서 이루어지고 있으며 일본카본주식회사에서는 injection molding 방법으로 SiC/SiC를 개발하기 위하여 심혈을 기울이고 있다[7~9]. CMC는 복합화 과정에서 복잡한 구조를 갖게 됨에 따라 그 파괴기구도 결합, 모재의 탄성을, 섬유의 탄성을, 계면의 강도, 고온산화등 무수한 변수에 지배되어지고 있고 이러한 파괴특성을 평가하는 방법중 중요한 위치를 차지하고 있는 것이 음향방출법(AE : Acoustic Emission)이다. 세라믹 복합재료의 파괴기구 평가에는 D. Rouby등이 CMC의 계면특성 평가를 위해 음향방출법을 사용함으로써 이 방법의 유용성을 입증해 주고 있다 [10~13]. 또 복합재료에 사용되는 섬유 또는 탄화규소 단일체 세라믹에 대한 연구는 많이 발표된 바 있으나 SiC/SiC 복합재료의 고온 특성에 관한 연구는 실험에 많은 장애가 따르기 때문에 협소한 범위에서 시도되어지고 있어 더 많은 연구가 필요한 실정이다.

따라서 본 논문에서는 SiC 직물강화 SiC 세라믹 복합재료의 대기중의 고온 인장실험으로부터 방출되어지는 탄성파를 AE센서를 통하여 리얼 타임으로 받아내어 해석하고 고온 대기중에서 일어나는 여러가지 현상을 응력-변형률곡선과 전자현미경 사진으로 해석하여 SiC 직물섬유 강화 SiC 세라믹 복합재료의 고온 특성과 그 원인을 밝혀 내는데 목적이 있다.

2. 실험방법

2-1. 시험편

본 실험에서 사용되어진 SiC/SiC 복합재료는 일본 카본주식회사에서 제작된 SiC 직물 섬유 강화 SiC 세라믹 복합재료로서 상품명은 Nicaloceram이다. 본 재료의 성형과정으로써는 SiC섬유(상품명 : Nicalon) 500本을 한 다발로 한 섬유다발을 8枚 朱子織으로 섬유시트가 제작되었다. 모재로써는 SiC 분말과 Polycarbosilane을 이용하여 Kisyren용매 속에서 분산시켜 만들어진 Slurry로 섬유시트에 가압 함침시켜 프리프레그(prepreg)가 제작되었다. 이렇게 제작되어진 프리프레그 12매를 적층시킨 후 공기중에서 473~573K로 가열하여 열경화시킨 후 섬유의 손상을 줄이기 위하여 질소분위기 속에서 1273°K이하의 온도로 소결성형 시켰다. 그러나 이때 Polycarbosilane의 약 40%이상이 기화 되기에 모재의 가압, 함침, 소결성형의 과정을 여러번 거쳐 모재치밀화를 시킨 재료로 알려져 있다. 이러한 반복 치밀화 작업에도 불구하고 섬유 시트와 시트 사이에는 층간박리를 일으킬 수 있는 다량의 기공이 잔존하게 되어 섬유의 기공율은 22.7%이었다. 이렇게 준비된 평판으로부터 워터제트기를 이용하여 Fig.1과 같은 시험편을 만들고 시편의 양끝에는 인장시험시에 Chuck을 통하여 시험기의 잠음이 AE센서에 감지되는 것을 방지하기 위하여 스테인리스 스틸(SUS 304)의 탭을 방진용 집착제로 부착한다.

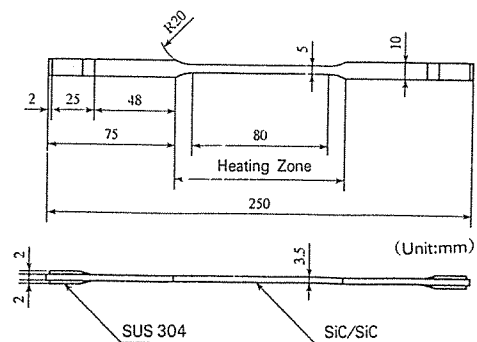


Fig. 1. The geometry of specimen for high-temperature tensile test.

2-2. 실험방법

Fig.2는 대기중 고온 인장실험의 실험 장치도를 보여주고 있다. 본 실험에서는 탄화규소 직물섬유 강화 탄화규소 세라믹의 온도 의존 특성을 규명하기 위하여 대기중 실온실험과 1073°K, 1273°K, 1473°K의 3가지 온도에서 대기중 고온인장 실험을 행하였다. 실험중 AE센서가 고온에서 손상을 입지 않도록 하기 위하여 특별히 유효가열부가 50 mm인 박판형 대기로를 특별히 제작 사용하였다. AE센서의 고온손상에 대한 2중 방지책으로서 Chuck 이상의 부분은 강제 수냉장치를 사용하여 냉각시켰다. 한편 AE의 계측을 위하여 먼저 180 kHz의 공진형 AE변환자의 교정을 행하고 여기에서 감도가 같은 센서만을 두개 선택하여 시험편의 양단에 부착하였다. 이렇게 준비된 시험편에서 시험편의 판내를 전파하는 탄성파의 음속과 탄성율, 분산효과, 감쇠효과 등을 측정하고 소음제거를 목적으로 시험편의 여러곳에 일정한 하중의 가상 모노플 음원을 만들어 실험하는 펜슬심 압축실험을 행한다. 시험편은 크로스헤드 속도 0.02 mm/min의 속도로 하중을 가하여 인장실험을 행하면서 이때에 발생하는 AE신호는 시험편의 양단에 붙인 AE센서에서 검출하여 50 ns/10bit/2Kword로써 AE해석장치에 수록, 해석을 행하였고 동시에 하중과 온도를 A/D 변환기를 통하여 50 ns의 속도로 개인용 컴퓨터에 수록하였다.

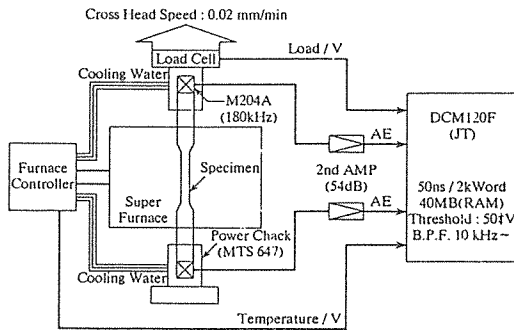


Fig. 2. Block diagram of measurement system for high-temperature tensile test.

인장실험은 시험편을 100°K/min의 속도로 가열하여 시험온도에 도달후 시스템의 안정화를 위하여 30분간을 유지한 후 인장하중을 가하였다. 파단 후에는 전자현미경을 통하여 파단면을 관찰하여 여러가지 현상의 규명을 행하였다.

3. 결과 및 고찰

3-1. 상온에서의 응력과 변형률 그리고 AE 특성

Fig.3는 상온인장 실험의 시간-응력, 시간-변형률의 관계를 나타내고 있다. 시간-응력곡선에 있어서는 4단계의 큰 응력저하를 나타내고 있다. 첫번째와 두번째의 작은 응력 저하를 거쳐서 재료는 최대인장강도인 89MPa에 도달한 후 세번째의 아주 큰 응력의 저하를 가져왔다. 응력방향과 평행하게 시험편의 전면과 배면에 부착된 변형을 게이지는 첫번째와 응력 저하점까지는 작은 차이의 변형율을 보이면서 증가한다. 여기에서 전면층의 탄성한계는 40MPa, 탄성율은 55GPa이고 배면층의 탄성한계는 45MPa, 탄성율은 45GPa으로 나타났다. 이러한 이유때문에 두번째의 응력 저하점에서는 전면의 응력방향 변형율이 증가를 정지한 반면 배면의 변형율은 연속적으로 증가한다. 세번째의 응력 저하점을 통과하면서 전면층의 변형율이 급격히 저하한 반면 배면층의 변형율은 네번째의 응력 저하점을 통과하면서 급격히 저하하게 된다. 위의 결과에서 볼때 본 재료는 각층간의 탄성율이 조금씩 차이가 나고 응력이 증가함에 따라 층간 박리 현상을 일으키게 됨을 알 수 있다.

Fig.4는 상온 인장실험의 시간-응력, 시간-누적 AE 발생수의 관계를 나타내고 있다. 첫번째 응력 저하점까지의 구간에서 나타나는 특징은 응력곡선이 탄성한계에 이르기까지는 아주 작은수의 AE가 발생하였으나 비선형구간에 접어들면서 AE의 발생수가 급증하고 있다. 또 AE의 발생수는 세번째 응력저하점까지 계속적으로 증가하다가 이 점을 통과하면서 증가율이 감소하게 된다. 한편 Fig.5에서는 시간-응력, 시간-AE신호 진폭의 관계를

보여주고 있다. 여기서도 역시 탄성한계까지는 1.6V이하의 저진폭의 AE가 발생하지만 발생밀도는 낮다. 응력곡선이 비선형구간에 접어들면서 저진폭의 AE 발생빈도가 많아지면서 1.6V 이상인 중진폭의 AE 신호가 발생하기 시작하고 첫번째 응력저하점 직전에 고진폭 AE 신호의 발생빈도가 높아지게 된다. 또 세번째의 응력저하점 직전부터 중진폭과 고진폭 AE 신호의 발생빈도가 많아진다. 따라서 탄성한계까지 빈도수가 상대적으로 낮은 저진폭 AE 신호가 발생하게 되는 이유는 모재의 손상으로 모재에 미소균열이 발생하기 시작하고 재료는 비선형의 현상을 나타내면서 저진폭 AE 신호의 발생빈도가 높아지고 중진폭 AE 신호가 발생하기 시작하는 것으로 보아 미소균열들의 발생빈도가 높아져 연결되기 시작하고 debonding이 발생하고 있다는 것을 알 수 있다. 또 첫번째 응력저하점이 발생되기 조금전 부터 고진폭과 중진폭의

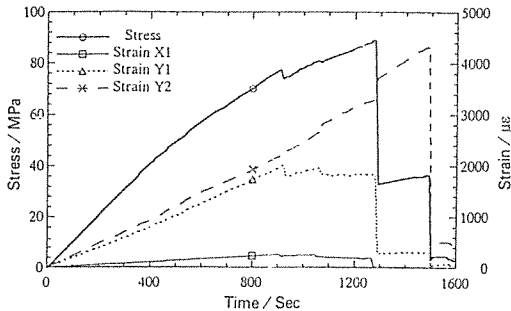


Fig. 3. The relationship between stress-time curve and strain-time curve during tensile test in 298K.

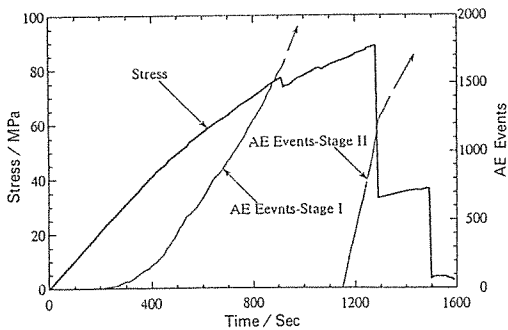


Fig. 4. The relationship between stress and total AE event during tensile test in 298K.

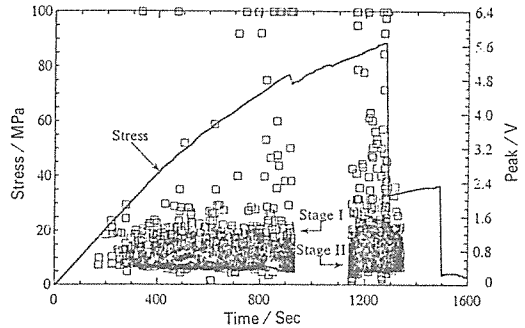


Fig. 5. The relationship between stress curve and amplitude of AE signal during tensile test in 298K.

AE 신호 발생빈도수가 높아지게 되는 것으로 보아 전면층에서 섬유와 층간에서 응력방향으로 균열이 발생하기 시작한다는 것을 알 수 있다. 세번째의 급격한 응력저하점 직전에 전면층에서 대규모의 섬유다발 파괴가 일어남으로써 배면층과의 변형율이 급격하게 달라지게 되어 층간균열의 급진전이 일어나고 층간박리를 일으킨다. 따라서 중진폭 AE 신호의 발생빈도가 높아지게 되는 것이다. 이와 같은 AE 신호의 특성은 복합재료가 모재균열, debonding, 섬유파괴, 섬유뿔힘의 순서로 파괴가 일어나는 전형적인 장섬유 보강 복합재료에서 보여지게 된다.

3-2. 온도 의존성

Fig. 6는 여러가지 실험온도하에서의 시간-응력의 관계를 보여주고 있다. 상온에서의 응력곡선은 전절에서 서술한바와같이 탄성구간, 비선형구간을 보인 후 단계적인 응력저하를 보인후 완전한 파단에 이르는 전형적인 적층 복합재료의 파괴과정을 보여주고 있다. 한편 1073°K이상의 고온에서는 실험온도가 높아질수록 탄성한도가 점점 더 낮아지고 모재에서의 균열이 안전성장을 일으키는 비선형구간이 점점 짧아져 1473°K의 실험온도가 되면 거의 비선형구간 없이 탄성파괴를 일으키게 됨을 보여주고 있다. 최대응력 또한 실험온도가 상온의 경우가 89MPa인 것에 비해 1073°K, 1273°K, 1473°K로 상승됨에 따라 최대응력은 58MPa, 42MPa, 38MPa

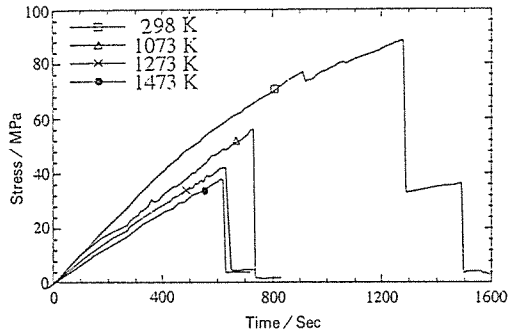


Fig. 6. The change of stress curve at various temperature in atmospheric condition.

으로 점차적으로 저하되는 것으로 보아 온도가 상승됨에 따라 재료가 손상을 입게 되어 취성파괴가 일어남과 동시에 최대 인장강도도 저하된다. 또한 이러한 현상은 AE 신호에도 변화가 발견된다. Fig. 7은 여러가지 실험온도하에서의 시간-AE 신호 진폭의 관계를 보여주고 있다. Fig. 3과 Fig. 5에서 설명한 바와 같이 상온에서는 탄성구간, 모재균열 성장, debonding, 섬유파괴, 층간박리가 순차적으로 일어남에 따라 저진폭의 AE 신호의 발생빈도가 낮은 구간, 저진폭의 AE 신호의 발생빈도가 많아지면서 중진폭의 AE 신호가 시작되는 구간, 고진폭의 AE 신호가 발생 시작되는 구간, 중진폭과 고진폭의 AE 신호의 발생빈도가 집중적으로 높아지는 구간 등으로 구분되어진다. 한편 실험온도가 1073°K인 경우에는 탄성구간인 200sec까지는 저진폭의 AE 신호의 발생빈도가 낮고 비선형구간에 접어들면서 저진폭의 AE 신호의 발생빈도가 높아지며 이 구간이 시작된 후 얼마되지 않아 중진폭과 고진폭의 AE 신호가 발생되고 이 신호의 발생빈도가 높아지기 이전에 파괴가 일어나게 되어 균열의 성장속도가 빠른 취성파괴의 경향을 나타내기 시작하고 중진폭 AE 신호의 발생빈도가 상온의 경우보다 낮으므로 debonding이 적게 일어나고 모재가 취성파괴의 경향을 나타내기 시작함으로 인하여 층간의 기공으로부터 발생한 층간균열의 성장속도가 빠르다. 따라서 상온에 비교하여 파단후 섬유뿔힘현상이 작게 일어남을 알 수 있었다. 또 이러한 특성은 실험온도가 1273°K에서는 더욱더 뚜렷하게 나타나고 1473°K에서는 저진폭의 발생빈도가 높아지기 이전에 섬유

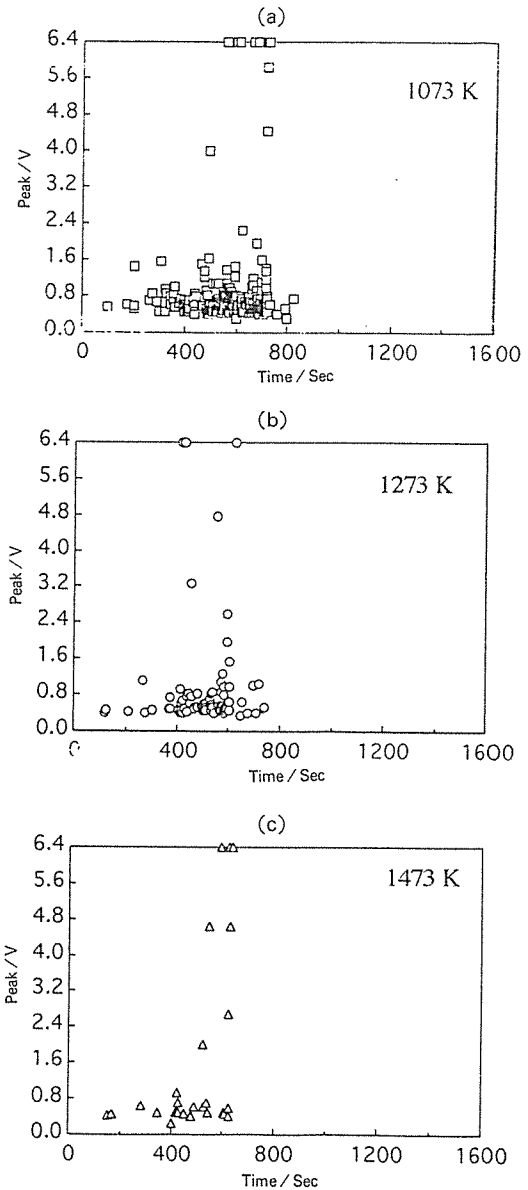


Fig. 7. The relationship between time and amplitude of AE signal under various temperature.

파단이 급속하게 일어나 파단후에는 섬유뿔힘을 거의 볼 수 없게 된다. Fig. 8은 실험온도의 변화에 따른 최대인장강도와 AE 발생 총수의 변화를 보여주고 있다. 여기에서 보여주는 바와 같이 온도가 높아짐에 따라 재료의 고온손상이 점점 많아지게

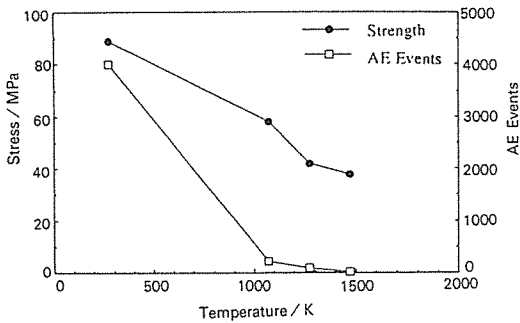


Fig. 8. The change of strength and AE event in the different temperature for SiC/SiC ceramic composite.

되고 더불어 최대인장강도가 낮아지게 되고 더불어 재료가 점진적으로 취성의 경향이 높아져 파괴가 급속하게 진행됨에 따라 AE 신호의 발생 총수도 점진적으로 적어지게 된다.

3-3. X-ray 분석 결과

Fig.9는 재료가 완전히 파단을 일으킨 후 가열 부를 절단하여 X-ray 분석을 행한 결과이다. 상온에서의 재료에서는 α-SiC, β-SiC에서만 피크를 형성하고 있다. 그러나 실험온도가 1073°K, 1273°K,

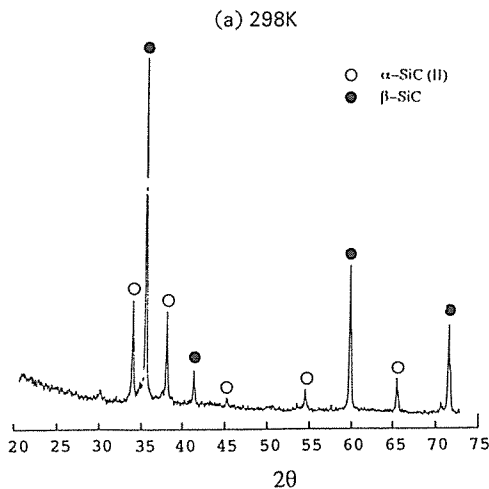


Fig. 9. X-ray diffraction patterns of SiC/SiC composite material after various temperatures for (a)298K, (b)1073K, (c)1273K, (d)1473K in atomspheric condition.

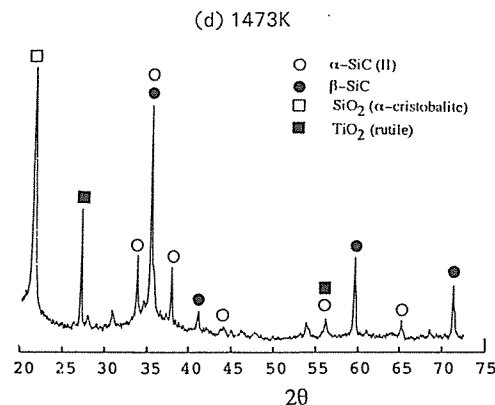
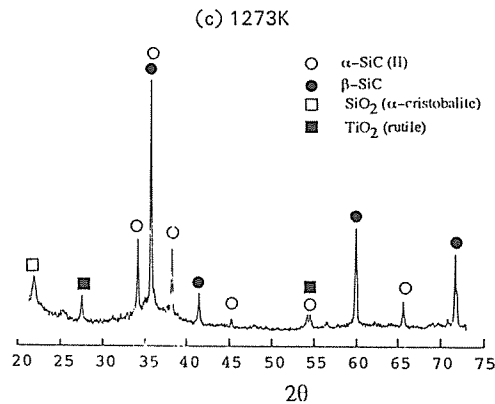
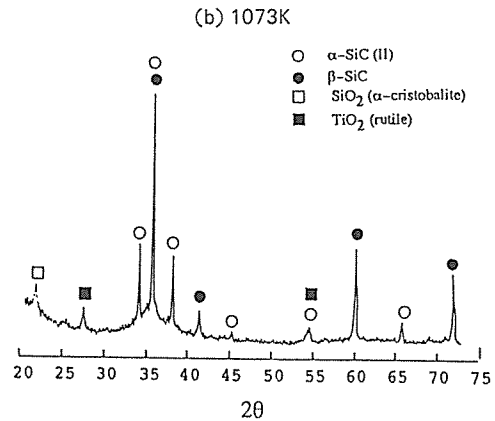


Fig. 9. (Continued)

1473°K로 점점 높아짐에 따라 재료는 산화되어 α-SiC, β-SiC 이외에도 2θ=21.9 36에서 그리고 2θ =27.5, 36, 54.5, 56.5에서 피크를 나타낼 뿐만 아니라 피크의 강도도 증가되어 SiO₂(α-Cristobalite), TiO₂(Rutile)가 생성된 것을 알 수 있다. 고

온에서는 SiC가 산소와 결합하여 SiO₂와 CO가스를 생성하게 된 것으로 생각된다. 또 모재에는 SiC 분말과 변성 Polycarbosilane으로 제작되어지기 때문에 氣相法에 의해 만들어지는 SiC분말을 사용하지 않은 경우에 있어서는 SiC 분말속에 항상 금속계 원자가 불순물로서 100ppm이상 포함되어 기계적 물성에 큰 영향을 주는 것으로 알려져 있다[14]. 본 재료의 모재에 내재된 Ti가 고온에서 산소와 결합되어 TiO₂로 석출되어진 것으로 사료되어 진다.

따라서 복합재료는 고온 대기중의 상태에서 산화가 일어나게되고 이것이 모재와 섬유에 큰 손상을

입히게 된다.

3-4. 파단면 관찰과 산화

Fig.10의 (a), (b), (c), (d)는 완전히 파단된 시험편의 가열부에 대한 전자현미경 사진이다. (a)는 상온에서의 시험편의 모재, 모재와 섬유의 계면, 섬유의 상태를 보여주고 있으며 어떠한 화학적 변화도 발견할 수 없었다. (b)는 1073°K에서의 상태에서 섬유와 계면에서는 아무런 변화가 없었으며 모재에서는 약간의 산화가 일어나기 시작했음을 볼

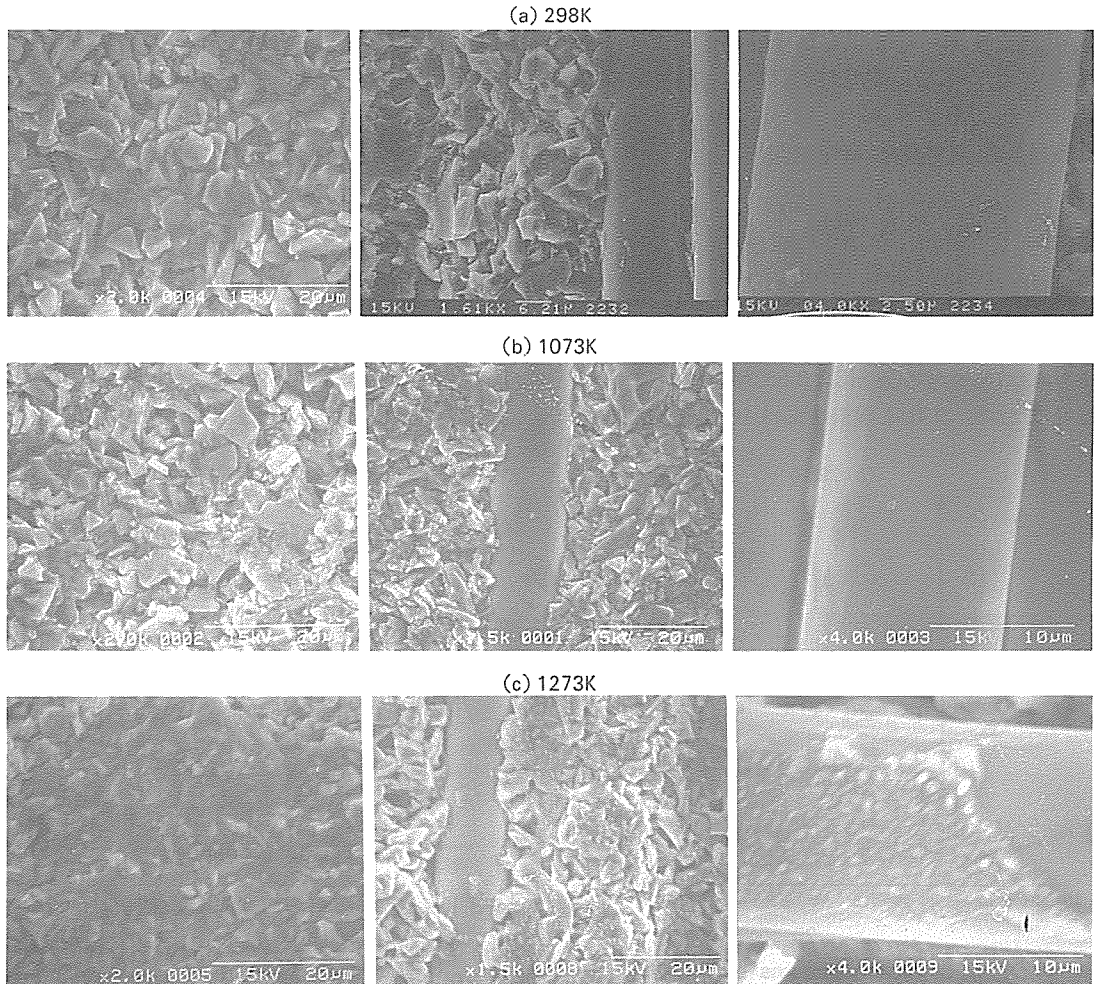


Fig.10. SEM photographs of matrix, interface and fiber of oxidized SiC/SiC ceramic composites after various temperatures in atmospheric condition.

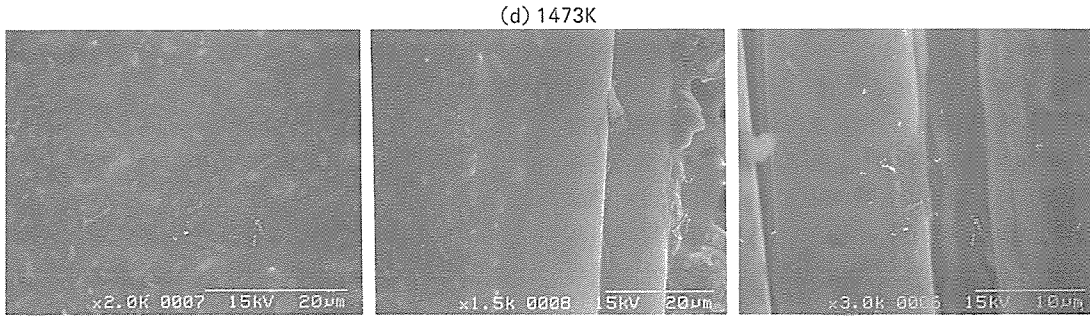


Fig. 10. (Continued)

수 있다. (c)에서는 섬유와 계면에서는 약간의 산화가 시작되었음이 희미하게 나타났고 계면에서는 모재에 많은 산화가 일어나 탄화규소의 결정립이 보이지 않고 있다. 그리고 (d)에서는 모든 요소에서 대량의 산화가 일어나 섬유의 코팅층과 코팅층의 손상에 의해 누출된 섬유표면에 많은 손상이 발견되었으며 계면과 모재에서는 탄화규소의 결정립이

전혀 보이지 않았고 표면에 성분을 알 수 없는 불순물이 발생되어 있음이 발견되어 굉장한 산화가 일어났음을 알 수 있었다.

Fig. 11에서는 시험편이 완전히 파단된 후 광학 현미경에 의하여 파단면의 측면을 관찰한 사진으로서 상온실험에서는 많은 섬유 뽑힘을 발견할 수 있었으나 실험온도가 점점 고온으로 되어 가면서

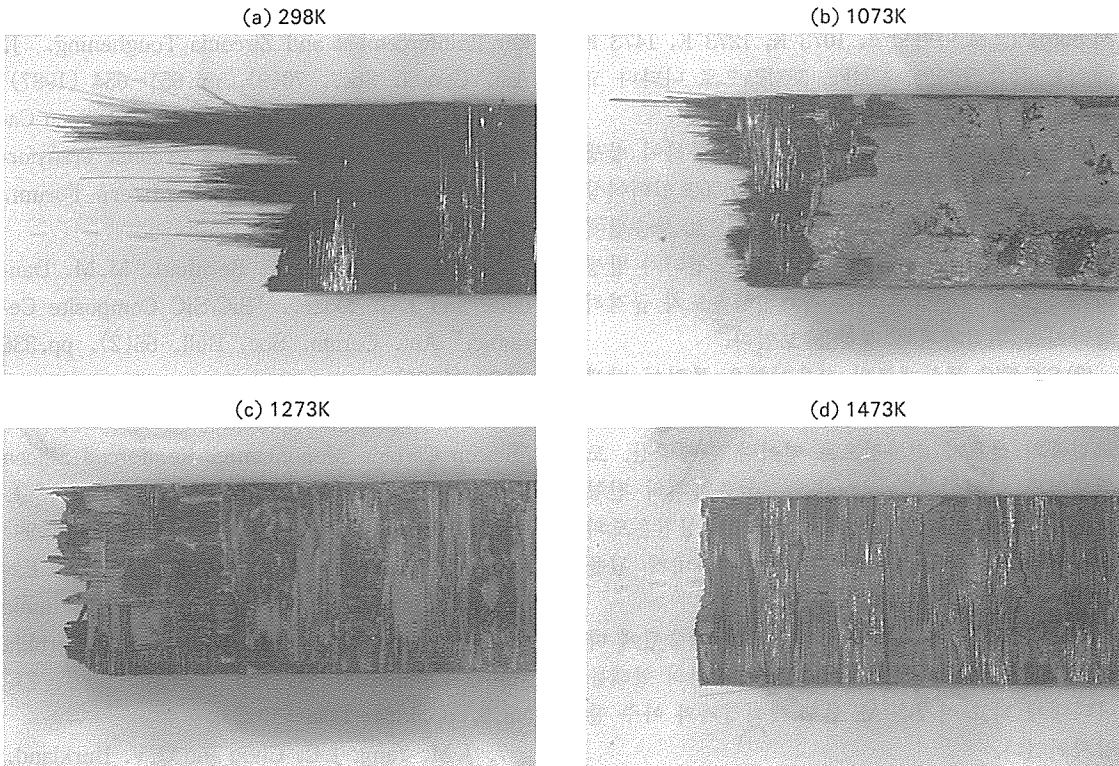


Fig. 11. Profiles of fracture surface after various temperature for (a)298K, (b)1073K, (c)1273K, (d)1473K in atomspheric condition.

파단면에서는 점차적으로 섬유뿔힘 현상이 적게 나타나게 되고 그나마 나타난 섬유뿔힘의 길이가 점점 짧아져가고 있음을 볼 수 있다. 따라서 실험 온도가 높아짐에 따라 재료는 취성의 특징이 점점 더 두드러지게 나타나고 있으며 위의 응력곡선과 AE 신호에 의한 해석결과와 좋은 일치를 보여주고 있다. 그리고 이러한 취성파괴를 일으키는 주원인은 고온 대기중에서의 산화임이 X선 회절 분석 결과와 전자현미경관찰을 통하여 잘 밝혀지게 되었다.

4. 결 론

일본 카본주식회사에서 제작한 직물섬유 강화 SiC/SiC 복합재료(상품명: Nicaloceram)에 대해서 298°K, 1073°K, 1273°K, 1473°K의 대기중 고온 인장실험을 음향방출법과 동시에 행하여 다음의 결과를 얻었다.

(1) SiC/SiC 복합재료의 최대 인장강도는 상온에서 89MPa으로 나타났고, 1073°K, 1273°K, 1473°K에서는 각각 58MPa, 42MPa, 38MPa으로 나타나 고온에서는 강도의 저하가 발생되었다.

(2) SiC/SiC 복합재료의 고온실험을 통하여 발생된 AE 발생총수는 상온실험에서 4000포인트이상 발생한 반면 1073°K, 1273°K, 1473°K로 상승됨에 따라 각각 224포인트, 83포인트, 25포인트가 발생하여 온도가 상승함에 따라 파괴진행속도가 급격히 빨라지는 취성파괴의 경향을 보였다.

(3) SiC/SiC 복합재료의 고온실험을 통하여 발생된 AE 신호의 진폭은 상온의 경우 저진폭, 중진폭, 고진폭의 신호가 순차적으로 일어나 탄성구간, 모재균열의 안정성장, debonding, 섬유파괴의 전형적인 복합재료의 파괴형태를 보이고 실험온도의 상승에 따라 점점 재료가 취성을 나타내게 됨을 AE 신호로서 설명가능하게 되었다.

(4) 파단면관찰을 통하여 실험온도가 상승됨에 따라 섬유뿔힘현상은 감소되어 재료가 취성의 형태를 나타내게 되고 이것은 AE 신호 해석결과와 아주 잘 일치되었다.

(5) X선회절 분석결과와 전자현미경 사진해석 결과에서 실험온도가 고온으로 되면 필수로 섬유와

계면, 모재에서 점점 더 산화가 많이 일어나 재료에 손상을 증가시키게 되어 강도저하의 주원인이 됨을 알았다.

후 기

이 논문은 한국과학재단의 1993년도 한·일연구원 우호교류 지원사업에 의한 것으로 관계자 여러분에게 감사드립니다.

5. 참고문헌

1. D.B. Marshall and J.E. Ritter, "Reliability of Advanced Structure Ceramics and Ceramic Matrix Composite - A Review," Am. Ceram. Soc. Bull. 66(2), pp.309~317, (1987)
2. P.F. Becker, and T.N. Tieg, "Toughneing Behavior Involving Multiple Mechanisms; Whisker Reinforcement and Zirconia Toughening," J. Am. Ceram. Soc., 70(9), pp.651~654 (1987)
3. N. Clanssen and M.V. Swain, "Silicon Carbide Whisker Reinforced and Zirconia Transformation Toughened Ceramics," Mater. Forum, 11, pp.194~200 (1988)
4. P.J. Lamicq, G.A. Bernhart, M.M. Dauchier and J.G. Mace., "SiC/SiC Composite Ceramic," Am. Ceram. Soc. Bull. 65(2), pp.336~338 (1986)
5. H. Kodama, H. Sakamoto, and T. Miyoshi, "Silicon Carbide Monofilament-Reinforced Silicon Nitride or Silicon Carbide Matrix Composite," J. Am. Ceram. Soc., 72, No.4, pp.551~558 (1989)
6. A.J. Eckel and R.C. Bradt, "Thermal Expansion of Laminated Woven, Continuous Ceramic Fiber/Chemical Vapor Infiltration Silicon Carbide Matrix Composite," J. Am. Ceram. Soc., 73, No.5, pp.1334~1338 (1990)
7. J.M. Yang, J.C. Chou and C.V. Burkland, "Fracture Behavior of 3-D Braided Nicalon/Silicon Carbide Composite, in High Temperature / High

Performance Composites," edited by F.D. Lemkey, S.G. Fishmen, A.G. Evans, and J.R. Strife, Materials Research Society, 120, pp.163~16, (1988)

8. C.V. Burkland, W.E. Bustamante, R. Klacka and J.M. Yang, "Property-Structure Relationships of CVI Processed Ceramic Matrix Composites," Conference in Whisker-and Fiber-Reinforced Ceramics, ASM, pp.225~230 (1988)

9. D. Rouby, "Application of Acoustic Emission to the Micromechanical Characterization of Fiber-Matrix Interface," JNC6 Proceedings Ed. J.P. Favre and D.Valentin, pp.184~194, (1984)

10. D. Rouby, "Acoustic Emission:a Micro-investigation Technique for Interface Mechanisms

in Fiber Composites," AECM3 Proceedings Ed. by ASNT, pp.313~322 (1989)

11. Isao Kimpara, Isamu Ohsawa, "Characterization of Tensile Failure Process of Unidirectional Hybrid Composites by Acoustic Emission, PROGRESS in ACOUSTIC EMISSION II, JSNDI, Zao, pp.421~449, (1984)

12. M.A. Hamastad, "Testing Fiber Composite with Acoustic Emission Monitoring," J. Acoustic Emission 1, No.3, pp.151~163, (1982)

13. 遠藤 守信, 浦里 延明, "氣相法による超微粒 SiC의生成とその燒結," 新素材シリーズ:炭化硅素セラミックス, 内田 老鶴圃, pp.89~110, 初版 (1985)

