

TRISO 피복 입자에서 증착 조건이 탄화규소층의 특성에 미치는 영향

박중훈 · 김원주[†] · 박정남 · 박경환 · 박지연 · 이영우*

한국원자력연구소 원자력재료기술개발부

*한국원자력연구소 입자연료개발부

Effect of Deposition Parameters on the Property of SiC Layer in TRISO-Coated Particles

J. H. Park, W. - J. Kim[†], J. N. Park, K. H. Park, J. Y. Park and Y. W. Lee*

Nuclear Materials Technology Development Division, Korea Atomic Energy Research Institute

*HTGR Fuel Development Division, Korea Atomic Energy Research Institute

(2007년 2월 13일 받음, 2007년 3월 13일 최종수정본 받음)

Abstract TRISO coatings on ZrO_2 surrogate kernels were conducted by a fluidized-bed chemical vapor deposition (FBCVD) method. Effects of the deposition temperature and the gas flow rate on the properties of SiC layer were investigated in the TRISO-coated particles. Deposition rate of the SiC layer decreased as the deposition temperature increased in the temperature range of 1460°-1550°C. At the deposition temperature of 1550°C the SiC layer contained an excess carbon, whereas the SiC layers had stoichiometric compositions at 1460°C and 1500°C. Hardness and elastic modulus measured by a nanoindentation method were the highest in the SiC layer deposited at 1500°C. The SiC layer deposited at the gas flow rate of 4000 sccm exhibited a high porosity and contained large pores more than 1 μ m, being due to a violent spouting of particles. On the other hand, the SiC layer deposited at 2500 sccm revealed the lowest porosity.

Key words TRISO coating, silicon carbide, fluidized-bed chemical vapor deposition.

1. 서 론

원자력 발전의 안전성, 경제성, 지속성, 핵비확산성 등을 획기적으로 개선시킨 제4세대 원자로에 대한 연구, 개발이 현재 전 세계적인 관심 하에 진행되고 있다.¹⁾ 제4세대 원자로의 다양한 노형 중에서 950°C 이상의 고온의 열을 발생시키는 고온가스냉각로 (VHTR, Very High Temperature Gas-Cooled Reactor)는 발전뿐만 아니라 수소생산에도 이용할 수 있어 특히 많은 관심이 집중되고 있다.²⁾ 물이 아닌 He 가스를 냉매로 사용하는 고온가스냉각로는 노심의 온도가 1000°C 이상으로 높기 때문에 노심 구조물은 금속이 아닌 흑연이나 단미 세라믹, 세라믹 복합체 등으로 이루어져 있다. 사용되는 핵연료 또한 기존의 경(중)수로에서처럼 원기둥형 UO_2 펠렛을 지르코늄 합금 피복관에 장입하는 형태가 아니라 Fig. 1에 나타낸 것과 같이 특이한 구조의 피복입자 핵연료 (coated particle fuel)를 사용한다.^{3,4)} Fig. 1은 한국원자력연구소에서 제조한 피복입자의 파면 미세구조와 피복입자 핵연

료의 모식도를 나타낸 것이다. 피복입자 핵연료는 맨 안쪽의 중심부에 지름이 약 500 μ m인 구형 UO_2 입자가 위치하며 이 구형 입자 주위로 총 4개의 층이 피복된 구조를 갖는다. 이 4개의 피복층은 맨 안쪽에서부터 저밀도 열분해 탄소층 (buffer PyC), 내부 고밀도 열분해 탄소층 (IPyC, inner PyC), 탄화규소층 (SiC), 외부 고밀도 열분해 탄소층 (OPyC, outer PyC)의 순으로 구성되어 있다. 이들 피복층들은 중성자 조사에 의한 부피변화와 조사손상을 최소화하기 위해 등방성 구조를 가져야 하는데⁵⁾ 이러한 이유로 Fig. 1과 같은 구조의 피복입자를 TRISO (TRi-ISOtropic) 입자라고 부른다. TRISO 피복층을 구성하는 각 층들은 고유의 역할을 가지고 있는데 우선 buffer 층은 고에너지의 핵분열 생성물들로 인한 다른 피복층의 손상을 막아 주는 희생층의 역할과 기체상의 핵분열 물질을 담아줄 수 있는 공간을 제공하여 외부의 피복층으로 가해지는 압력을 완화해 주는 역할을 한다. 또한 UO_2 연료핵의 부피팽창을 수용하여 외부의 다른 피복층에 응력이 가해지는 것을 방지한다. IPyC 층은 SiC 증착시 형성되는 부식성 가스가 UO_2 연료핵을 부식시키는 것을 방지해주며 기체상의 핵분열 생성물의 외부 유출을 차단한다. 또한 OPyC 층과 함께 SiC 층에

[†]Corresponding author
E-Mail : weonjkim@kaeri.re.kr (W. - J. Kim)

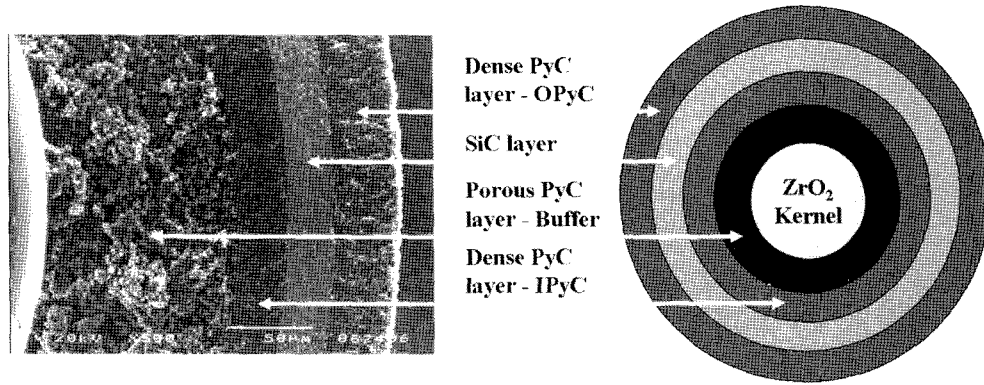


Fig. 1. SEM image and schematic structure of the TRISO-coated particle.

압축응력을 가해줌으로써 SiC 층의 파손을 최소화하는 역할을 한다. SiC 층은 기체 및 고체상의 핵분열 생성물을 차단하며 피복입자 전체의 강도를 유지하는 역할을 한다. OPyC 층은 핵분열 생성물들의 최종 차단막 역할을 하며 핵연료 집합체 제조 시 흑연 지지상과의 결합을 용이하게 해준다.

구형의 입자에 TRISO 층을 균일하게 피복시키기 위해서는 입자들을 공중에 부양시킨 상태에서 증착이 이루어져야 한다. 따라서 TRISO 피복층의 증착은 깔때기 모양의 노즐이 장착된 유동층 화학기상증착법(FBCVD, Fluidized-Bed Chemical Vapor Deposition)을 이용하여 반응가스 및 유동화 가스에 의해 입자를 유동시키며 행하게 된다. FBCVD에 의한 증착공정은 입자가 유동하는 상태에서 피복이 이루어지기 때문에 입자가 정상적인 유동을 갖지 않을 경우 피복층에 결함이 발생할 가능성이 크게 된다. 입자의 유동이 정상적인 상태보다 낮게 조절될 경우 피복층의 증착이 입자들 사이의 공간에서 일어날 수 있어 입자들의 응집이 일어나거나 구형의 균일한 피복이 어렵게 된다. 또한 입자의 유동이 과다할 경우에는 피복층의 증착이 정상적인 조건의 증착영역을 벗어난 영역에서 일어나 증착온도 및 반응가스 농도 등이 다른 조건에서 증착층이 형성될 수 있으며 입자와 반응기 튜브 내벽간의 충돌로 인해 결합 발생 가능성이 커지게 된다. 이와 더불어 FBCVD에서는 증착되는 입자가 온도구배가 큰 영역을 이동하면서 증착이 이루어짐으로 인하여 화학양론적인 SiC 증착층을 얻기가 어렵다. TRISO 피복층 중에서 SiC 층은 입자전체의 강도를 유지하는 피복관의 역할을 하기 때문에 파손이 최소화되어야 하는 가장 중요한 피복층이다.⁶⁾ SiC 층의 건전성에는 SiC 상의 화학양론비, 기공율, 입자 크기 등이 큰 영향을 미친다. SiC 층이 화학양론비를 벗어나 유리 실리콘(free Si)이나 유리 탄소(free C)가 존재하게 되면 내열성과 내조사 특성이 저하되게 된다. 기공의 존재는 SiC 피복층의 기계적 특성을 저하시키며 조대한 미세구조는 핵분열 생

성물들이 입계를 따라 쉽게 확산될 수 있게 한다. 본 연구에서는 FBCVD를 이용하여 TRISO 피복층을 제조하고 SiC층의 증착 시 증착변수가 SiC 층의 특성에 미치는 영향을 고찰하였다. 증착변수 중에서 입자의 유동에 영향을 미치는 가스유량과 증착온도의 영향에 대해 주로 살펴보았는데 이러한 조건들의 변화가 SiC 층의 증착률, 미세구조, 화학양론비, 기공도, 기계적 특성에 미치는 영향을 고찰하고, 유동층을 이용한 SiC의 화학증착에 가장 적절한 증착조건을 찾고자 하였다.

2. 실험 방법

TRISO 피복층의 증착은 Fig. 2에 나타낸 것과 같은 FBCVD 반응기를 이용하였으며 피복을 행하는 구형 입자는 UO_2 대신 $500 \pm 15 \mu\text{m}$ 의 직경을 갖는 ZrO_2 입자를 사용하였다. Fig. 2에서 보듯이 FBCVD 반응기는 흑연 발열체 내부에 깔때기 모양의 노즐이 연결된 흑연 튜브로 구성되어 있으며 이 흑연 튜브 내에서 입자의 유동 및 증착이 이루어지게 된다. 흑연 튜브의 직경은 2.5 cm이며 노즐부의 직경은 3 mm, 사면의 각도는 60° 였다. 증착온도까지의 승온속도는 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 으로 조절하였으며 반응기의 온도는 옆면에 장착되어 있는 열방사 온도계(pyrometer)를 이용하여 조절하였다. 증착온도에 도달하였을 때 유동화 가스로서 2 l/min의 Ar 가스를 흘리는 상태에서 14 g의 ZrO_2 구를 반응기 위쪽에서 장입하였다. TRISO 피복층은 buffer, IPyC, SiC, OPyC의 순으로 증착하였는데 buffer 층은 $\text{Ar} + \text{C}_2\text{H}_2$ 의 혼합가스를 사용하여 1250°C 에서 증착하였다. IPyC 및 OPyC는 $\text{Ar} + \text{C}_2\text{H}_2 + \text{C}_3\text{H}_6$ 의 혼합가스를 사용하여 1300°C 에서 증착하였으며 SiC층은 MTS (CH_3SiCl_3 , Aldrich Co., 99%)를 원료가스로 사용하였다. MTS는 Si와 C의 함량이 1:1로 구성되어 있으므로 화학양론적인 SiC층을 얻기가 쉽기 때문에 SiC 증착에 가장 많이 사용되는 물질이다. SiC 증착을 위하여 Ar과 H_2 를 1:1로 혼합시킨 가스에

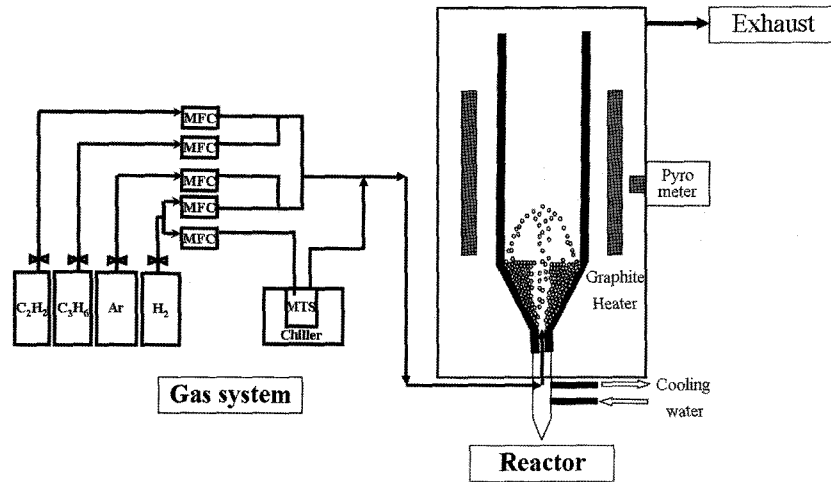


Fig. 2. Schematic diagram of FBCVD equipment for TRISO coating.

원료가스인 MTS를 혼합하여 SiC 층을 증착하였다. 이때, 실험에 사용된 가스희석비 ($\alpha = (\text{Ar} + \text{H}_2) / \text{MTS}$)는 100이었으며 증착압력은 1 atm이었다. 증착변수가 SiC 층의 특성에 미치는 영향을 알아보기 위하여 증착온도를 1460~1550°C, 전체가스의 유량을 2.5~4.0 l/min로 변화시키면서 SiC 층을 증착하였다. SiC 증착층의 분석을 위하여 TRISO 층이 피복된 ZrO₂ 입자를 800°C에서 4시간 동안 산화시켜 OPyC 층을 제거한 후 X-선 회절분석기를 이용하여 SiC 층의 상 분석을 수행하였고, 주사전자현미경 (SEM)을 이용하여 SiC 층의 단면 및 표면의 미세구조를 관찰하였다. TRISO 층이 피복된 ZrO₂ 입자를 구의 중간 부분에 가깝게 연마하여 광학현미경으로 단면을 관찰함으로써 증착두께 및 미세구조를 관찰하였으며 AES (Auger Electron Spectroscopy)를 이용하여 증착된 SiC 층의 화학조성을 분석하였다. 그리고 nano-indentation법을 이용하여 SiC 층의 미소경도 (hardness) 및 탄성계수 (elastic modulus)를 측정하여 증착층의 기계적 특성을 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

유동층을 이용한 SiC의 증착은 일반적인 CVD와 달리 입자가 노즐 내부의 일정 영역을 이동하면서 이루어진다. 증착의 대부분은 온도구배가 일정한 hot zone 영역에서 이루어지지만 입자의 유동이 적절하게 조절되지 않을 경우 일정부분 온도구배 및 가스조성이 일정하지 않은 곳에서도 증착이 이루어지기 때문에 SiC 증착층의 화학양론비가 1:1로 정확하게 유지되지 않고 free Si 및 free C이 형성될 가능성이 있다. Minato등⁷⁾의 연구에 의하면 H₂-MTS계를 이용하여 FBCVD로 TRISO 입자의 SiC 층을 증착하였을 경우 온도가 낮은 영역에서는 $\beta\text{-SiC} + \text{Si}$

상이 관찰되고 온도가 높은 영역에서는 $\beta\text{-SiC} + \text{C}$ 상이 증착될 가능성이 있다고 보고하고 있다. 따라서 화학양론성을 갖는 β 상의 SiC 층을 증착하기 위해서는 증착온도를 적절하게 조절하는 것이 중요하다. Fig. 3은 증착온도를 1460, 1500, 1550°C로 달리하며 증착한 SiC 층의 XRD 분석 결과이다. 이는 TRISO 피복입자에서 OPyC 층을 산화시켜 SiC 층을 드러나게 한 후 분석한 것이다. 증착온도에 관계없이 SiC 상은 모두 β 상의 SiC로 이루어져 있으며 free Si는 관찰되지 않았다. 증착된 SiC 층은 특별한 우선배향 (preferred orientation)면을 나타내지는 않고 여러 결정면들이 혼합된 결과를 보이고 있다. 일반적인 저압 CVD 방법으로 평판형 기판에 SiC를 증착할 때 1200°C 이하의 저온영역에서는 (111)면이 우선배향면으로 증착되며 증착온도가 높아지면 (111)면의 우선배향면이 (220)면으로 바뀌는 것이 보통이다.⁸⁾ 따라서 본 연구에서 FBCVD 방법으로 증착된 SiC는 (111)면과

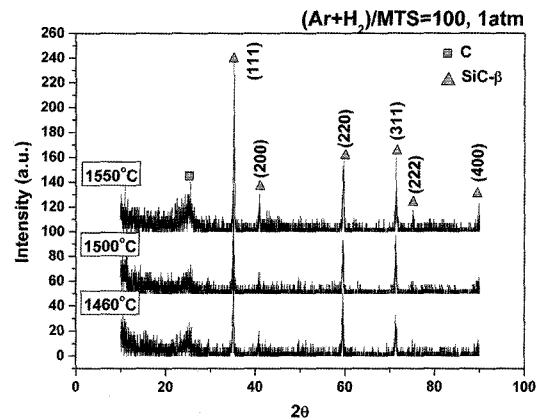


Fig. 3. XRD patterns of SiC layers deposited at different temperatures.

대등하게 (220)면과 (311)면 등이 나타나는 것으로 보아 일반적인 저압 CVD 방법에서의 고온형 구조와 유사한 것으로 판단된다.

또한 XRD 분석결과, 모든 온도에서 C 상이 관찰되고 있는데 이는 SiC 층 아래의 IPyC 층에 의한 것이거나 SiC 증착층 내의 free C 상에 의한 것일 수 있다. 따라서 SiC 증착층의 화학양론비를 확인하기 위해 AES 분석을 행하였고 그 결과를 Fig. 4에 나타내었다. Ar 이온에 의한 에칭 초기에 나타나는 Si 및 C의 농도 변화는 OPyC 층을 제거하기 위하여 TRISO 입자를 산화시킬 때 SiO₂가 SiC 층의 표면에 형성되었기 때문이다. Fig. 4에서 보듯이 1460°C와 1500°C의 온도에서 증착된 SiC 층은 Si와 C의 비가 1:1인 화학양론비를 잘 유지하고 있다. 따라서 1460°C와 1500°C에서 증착한 경우, Fig. 3의 XRD 결과에서 나타난 C 상은 IPyC 층에 의한 것으로 생각할 수 있다. 하지만 1550°C에서 증착된 SiC 층은 화학양론비가 1:1이 아니고 과량의 C이 관찰되어 SiC 층 내에 free C이 존재하는 것으로 생각된다. 증착온도가 증가함에 따라 free C이 형성되는 것은 Minato 등⁷⁾의 연구결과와 부합하는 것이다.

Fig. 5는 증착온도의 변화에 따른 SiC 층의 표면 및 단면의 미세구조를 나타낸 것이다. 그림에서 보는 것처럼 모든 증착온도에서 SiC 층의 결정립이 각이진 faceted 구조를 갖는 것을 알 수 있다. 이는 일반적인 저압 CVD의 고온형 미세구조와 유사한 것이다. 증착온도가 1460°C인 경우 SiC 표면의 미세구조는 큰 결정립과 작은 결정립이 섞여 있는 불균일한 입도분포를 갖고 있지만, 1500°C와 1550°C에서는 입도분포가 균일해지고 입자의 크기도 약간 증가한 것을 볼 수 있다. 한편, 증착된 SiC 층의 단면 미세구조에서 보듯이 증착층이 소량의 기공을 갖는 것을 볼 수 있다. 기공은 1460°C와 1500°C에서 잘 관찰 되었으며 1550°C에서는 관찰이 어려웠다. 본 연구와 유사한 FBCVD를 이용한 Xu의 연구에 따르면 SiC 층의 기공은 증착률이 높은 경우에 나타나는 것으로 보고되고 있다.⁹⁾ 따라서 증착률과 기공의 형성간의 관계를 살펴보기 위하여 시편의 증착률과 기공도 (porosity)를 조사하여 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 6에서 보듯이 증착률이 낮은 1550°C에서는 기공도가 낮은 것을 알 수 있고 1460°C와 1500°C의 증착률이 높은 증착층에서 기공도가 높은 것을 알 수 있다.

Fig. 6에서 알 수 있는 또 하나의 사실은 SiC의 증착률이 온도 증가에 따라 감소한다는 것이다. CVD 방법에 의한 증착반응에서 온도에 따른 증착률의 변화는 반응의 율속기구 (rate controlling mechanism)에 따라 세 구간으로 나눌 수 있다.¹⁰⁾ 상대적으로 저온의 영역에서는 기관에서의 표면반응이 전체 반응속도를 지배하게 되며 이 경우 온도 증가에 따라 증착률은 지수함수적으로

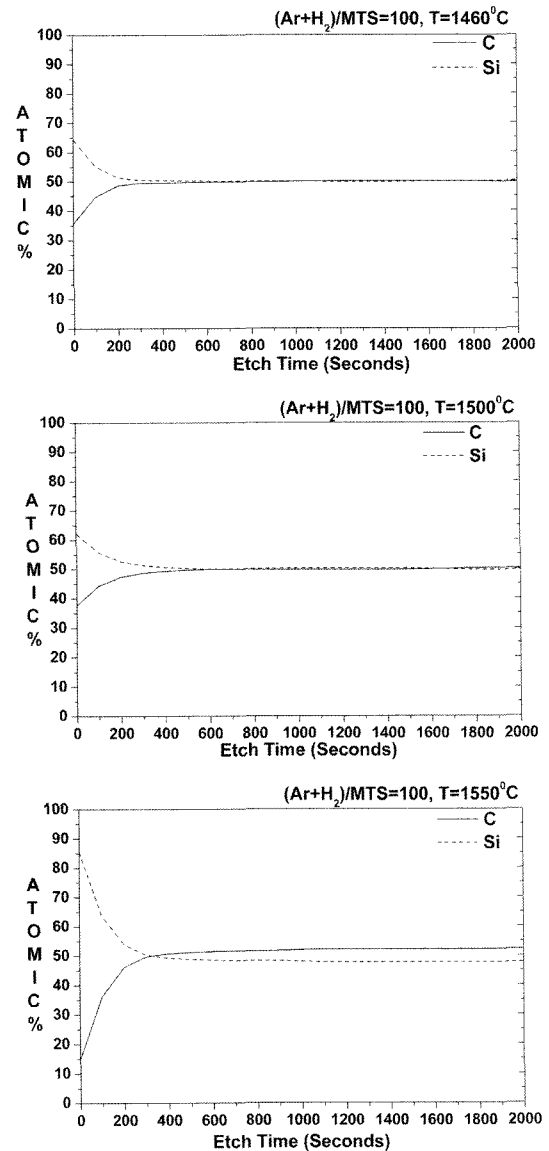


Fig. 4. AES results of SiC layers deposited at different temperatures.

증가하게 된다. 여기서 온도가 증가됨에 따라 증착반응은 물질전달에 의해 지배를 받는 영역으로 이동하게 된다. 물질전달 지배영역에서는 기관 표면 위의 계면 가스층을 통한 반응종의 확산이 반응속도를 지배하며 증착률의 온도의존성은 작게 나타난다. 물질전달에 의한 증착보다 고온의 영역에서는 온도 증가에 따라 증착률이 감소하는 열역학적 율속 단계가 된다. 이때 증착률의 감소는 열분해된 MTS의 부산물인 염산 (HCl)의 식각효과 (etching effect)와 반응종의 탈착 (desorption) 반응이 크게 나타나기 때문이다.¹⁰⁻¹²⁾ 따라서 Fig. 6에서처럼 온도 증가에 따라 증착률이 감소되는 것은 SiC의 증착공정이 열역학적 율속 구간에서 이루어지고 있음을 시사한다. 유동화 가스 및 운반가스로 H₂만을 사용한 다른 연구자

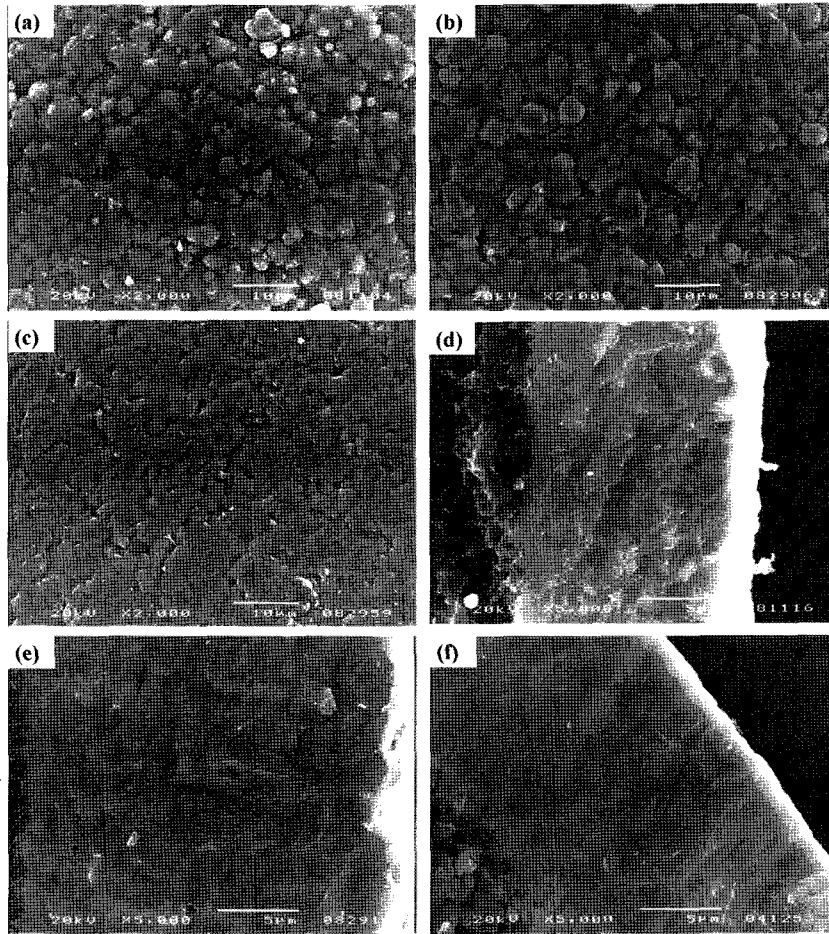


Fig. 5. Surface and cross-sectional SEM images of SiC layers deposited at different temperatures with the gas flow rate of 3000 sccm; (a) and (d) 1460°C for 60 min, (b) and (e) 1500°C for 120 min, (c) and (f) 1550°C for 120 min.

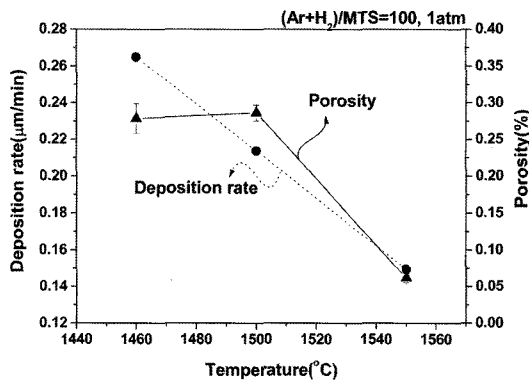


Fig. 6. Deposition rate and porosity of SiC layers deposited at different temperatures.

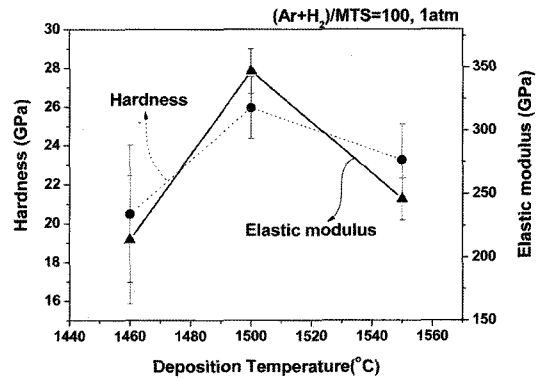


Fig. 7. Hardnesses and elastic moduli of SiC layers deposited at different temperatures.

들의 경우 SiC의 증착반응이 물질전달에 의해 지배되는 것으로 보고하고 있으나^{13,14} 본 연구에서처럼 Ar과 H₂의 혼합가스를 사용하는 경우 입자의 유동 거동이 달라질 수 있으며 반응기의 크기, 입자의 장입량 등이 상이하여 기존 결과와의 비교, 평가는 어려울 것으로 생각된

다. 이러한 차이의 명확한 원인에 대해서는 별도의 추가 연구가 필요할 것으로 여겨진다. 증착층 내부의 기공과 화학양론비는 SiC 증착층의 기계적 특성에 영향을 미쳤다. Fig. 7은 nanoindentation 방법을 이용하여 온도를 달리하며 증착한 SiC층 단면의 미소경도 및 탄성계수를 측

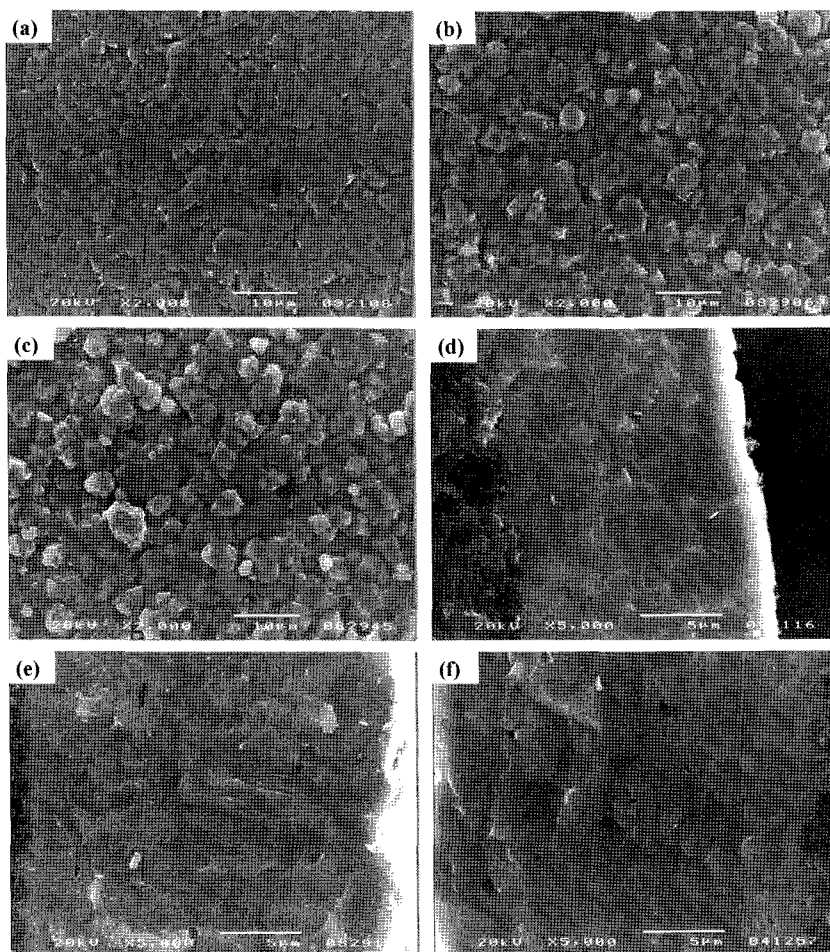


Fig. 8. Surface and cross-sectional SEM images of SiC layers deposited at 1500°C for 120 min with different gas flow rates; (a) and (d) 2500 sccm, (b) and (e) 3000 sccm, (c) and (f) 4000 sccm.

정한 것이다. 1460°C에서 증착된 SiC 층은 화학양론적인 SiC로 이루어져 있었지만 가장 낮은 미소경도와 탄성계수 값을 보였는데, 이는 불균일한 크기의 결정립과 높은 기공도 때문이라 판단된다. 1500°C에서 미소경도와 탄성계수는 가장 높은 값을 갖고 있었고 1550°C에서 증착된 SiC 층에서는 다시 감소하는 경향을 나타내었다. 1550°C에서 증착된 SiC 층은 기공도는 가장 낮았으나 free C이 증착층 내에 존재함으로 인하여 미소경도와 탄성계수 값 모두 1500°C에서보다 낮은 것으로 판단된다. FBCVD를 이용한 TRISO 입자의 SiC 증착에서 화학양론비, 미세구조, 기계적 특성 등을 고려할 때 본 연구에서 가장 적절한 SiC의 증착온도는 1500°C인 것으로 생각된다.

온도와 더불어 FBCVD 공정에서 가장 중요한 인자중의 하나는 유동화 및 반응가스의 유량이다. 총 유량의 변화에 의하여 유동하는 입자의 유동 거동이 달라지므로 입자에 증착되는 SiC 층의 특성에 많은 영향을 준다. 따라서 유량변화에 따른 증착거동에 대한 이해가 있어야 최

적의 SiC 층을 얻을 수 있다. Fig. 8은 유량 변화에 따라 증착된 SiC 층의 표면과 단면에 대한 주사전자현미경 사진이다. 표면에 대한 미세구조에서 유량이 증가됨에 따라 입자의 크기는 큰 변화를 나타내지 않았으나 표면의 굴곡이 심해짐을 알 수 있다. 또한 단면의 미세구조에서 유량이 2500 sccm일 때는 기공을 거의 관찰할 수 없었으나 유량이 증가함에 따라 증착층 내의 기공이 증가함을 알 수 있다. Fig. 9(a)는 유량변화에 따른 증착률과 기공도의 변화를 나타낸 것이며 Fig. 9(b)는 기공 크기 분포의 변화를 나타낸 것이다. 2500 sccm에서는 증착률과 기공도가 낮았지만 3000 sccm과 4000 sccm에서는 증착률과 기공도가 급격히 증가하는 것을 알 수 있다. 특히 4000 sccm에서 증착된 SiC 층은 3000 sccm으로 증착된 SiC 층과 비슷한 증착률을 보였지만 1 μm 이상의 큰 기공들이 존재하며 이러한 큰 기공의 존재에 의해 기공도 또한 급격히 증가되었음을 확인할 수 있다. 이는 유량이 4000 sccm으로 증가되면 입자가 정상유동영역을 벗어나 유동이 과도하게 일어나는 상태에서 증착이 이루어

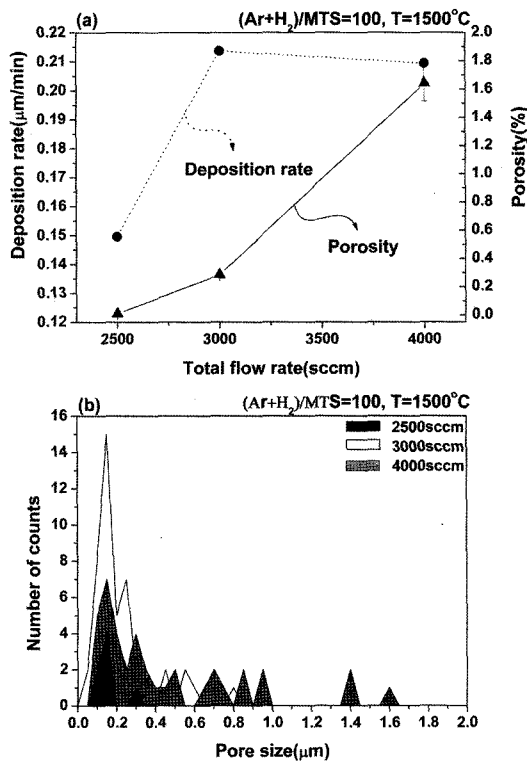


Fig. 9. Variation of (a) deposition rate and porosity and (b) pore size distribution of SiC layers as a function of the gas flow rate.

지기 때문인 것으로 생각된다. 서론부에서 기술하였듯이 입자의 유동이 과다할 경우에는 피복층의 증착이 정상적인 조건의 증착영역을 벗어난 영역에서 일어나 증착온도 및 반응가스 농도 등이 다른 조건에서 증착층이 형성될 수 있으며 입자와 반응기 튜브 내벽간의 충돌로 인해 결합 발생 가능성이 커지게 된다. 따라서 기공도를 최소화 하고 입자크기가 작은 SiC 증착층을 얻기 위해서는 전체 유량을 3000 sccm 이하로 조절하는 것이 적절한 것으로 판단된다.

4. 결 론

FBCVD 방법을 이용하여 TRISO 피복입자를 제조함에 있어 증착공정 변수가 SiC 층의 특성에 미치는 영향에 대해 중점을 두어 고찰하였다. 증착된 SiC 층은 모두 β 상으로 이루어져 있었으며 증착온도가 증가할수록 증착률은 감소하는 경향을 나타내었다. 온도 증가에 따라 증착률이 감소되는 현상은 SiC의 증착공정이 열역학적 반응에 의해 지배되는 구간에서 이루어지고 있음을 시사한

다. 1460°C와 1500°C에서 증착된 SiC 층은 화학양론비가 잘 유지되었으나 1550°C에서 증착할 경우 free C이 존재하였다. 기계적 특성에 있어서는 1500°C에서 증착한 SiC 층이 가장 높은 미소경도와 탄성계수를 나타내었다. 가스 유량에 의한 영향을 고찰한 결과, 2500 sccm에서 증착된 SiC 층이 가장 낮은 기공도를 가졌으며 4000 sccm에서 증착된 SiC 층은 입자의 유동이 과다한 영역에서 증착이 이루어져 1 μm 이상의 큰 기공을 포함하며 기공도도 가장 높은 특성을 나타내었다. 화학양론비, 미세구조, 기공도 및 기계적 특성을 고려할 때 본 연구에서 가장 적절한 SiC 층의 증착온도와 가스 유량은 1500°C와 2500 sccm인 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 과학기술부의 원자력수소 핵심기술 개발 사업의 일환으로 수행되었으며 이의 지원에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. A Technology Roadmap for Generation IV Nuclear Energy Systems, Generation IV International Forum, GIF-002-00 (2002).
2. R&D Program Plan for the Very High Temperature Reactor (VHTR), Generation IV International Forum (2004).
3. T. D. Gulden, C. L. Smith and D. P. Harmon, Nucl. Technol., **16**, 100 (1972).
4. H. Nabilek, W. Kuhnlein, W. Schenk, W. Heit, A. Christ and H. Ragoss, Nucl. Eng. Des., **121**, 199 (1990).
5. G. K. Miller, D. A. Petti, D. J. Varacalle Jr. and J. T. Maki, J. Nucl. Mater., **317**, 69 (2003).
6. R. J. Price, Nucl. Technol., **35**, 320 (1977).
7. K. Minato and K. Fukuda, J. Nucl. Mater., **149**, 233 (1987).
8. Y. J. Lee, D. J. Choi, J. Y. Park and G. W. Hong, J. Mater. Sci., **35**, 4519 (2000).
9. S. J. Xu, J. G. Zhou, B. Yang and B. Z. Zhang, J. Nucl. Mater., **224**, 12 (1995).
10. M. L. Hitchman and K. F. Jensen, Chemical Vapor Deposition-Principles and Applications, p. 31, Academic Press, London, England (1993).
11. W. -J. Kim, J. Y. Park, J. I. Kim, K. W. Hong and J. W. Ha, J. Kor. Ceram. Soc., **38** (4), 485 (2001).
12. D. J. Cheng, W. J. Shyy, D. H. Kuo and M. H. Han, J. Electrochem. Soc., **134** (12), 3145 (1987).
13. K. Minato and K. Fukuda, Adv. Mater. Manuf. Proc., **3** (4), 617 (1988).
14. T. D. Gulden, J. Am. Ceram. Soc., **51**, 424 (1968).