

피복입자핵연료에서 증착조건이 탄화규소층의 특성에 미치는 영향

김연구* · 김원주 · 여승환 · 조문성

한국원자력연구원 차세대핵연료개발부

Effect of Deposition Parameters on the Property of Silicon Carbide Layer in Coated Particle Nuclear Fuels

Yeon-Ku Kim*, Weon-Ju Kim, SungHwan Yeo, and Moon Sung Cho

Advanced Fuel Technology Development Division, KAERI, Daejeon 34057, Korea

(Received September 13, 2016; Revised October 13, 2016; Accepted October 17, 2016)

Abstract Tri-isotropic (TRISO) coatings on zirconia surrogate beads are deposited using a fluidized-bed vapor deposition (FB-CVD) method. The silicon carbide layer is particularly important among the coated layers because it acts as a miniature pressure vessel and a diffusion barrier to gaseous and metallic fission products in the TRISO-coated particles. In this study, we obtain a nearly stoichiometric composition in the SiC layer coated at 1400°C, 1500°C, and 1400°C with 20 vol.% methyltrichlorosilane (MTS). However, the composition of the SiC layer coated at 1300-1350°C shows a difference from the stoichiometric ratio (1:1). The density decreases remarkably with decreasing SiC deposition temperature because of the nanosized pores. The high density of the SiC layer ($\geq 3.19 \text{ g/cm}^3$) easily obtained at 1500°C and 1400°C with 20 vol.% MTS did not change at an annealing temperature of 1900°C, simulating the reactor operating temperature. The evaluation of the mechanical properties is limited because of the inaccurate values of hardness and Young's modulus measured by the nano-indentation method.

Keywords: Pyrolytic SiC, Fluidize-bed chemical vapor deposition, MTS

1. 서 론

TRISO(Tri-isotropic)피복입자 핵연료는 초고온가스로(Very High Temperature Reactor)용 핵연료로서 연료체 형태를 작은 공(Pebble) 크기로 제조하거나 육각주형태(prismatic)로 제조하여 원자로에 적용하는 것으로 개발되고 있으며, 또한 피복입자들을 불화용융염원자로(Fluoride salt high temperature reactors) 및 경수로용(Light water reactors) 핵연료로 확대하는 방안들이 검토되고 있다[1]. 이러한 연료형태는 1960년대에 독일에서 개발되었고, 현재 미국, 일본 그리고 중국 등에서 제조 및 평가를 진행하고 있다.

그림 1과 같이 전형적인 TRISO 피복입자 핵연료는 5개의 피복층으로 구성된다. 가장 중심에는 핵연료로서 구형의 UO_2 와 UCO가 주로 사용되고 있으나 Pu와 Th 등도 검

토되고 있다[2]. 구형의 핵연료 다음으로는 50% 기공을 가진 저밀도 열분해 탄소(buffer)층으로서 연소 시, 연료의 팽창과 핵분열성 가스들을 흡수할 수 있는 완충역할을 한다. 저밀도 열분해 탄소층 다음으로는 고밀도 열분해 탄소층으로 불리는 IPyC(Inner Pyrolytic Carbon)층으로서 핵분열성 가스를 차단하고 SiC 층의 증착 시에 지지로서 역할을 한다. TRISO 피복층 가운데 가장 중요한 층으로는 IPyC 층을 감싸는 동시에 고밀도와 고강도의 특성을 가지는 SiC 층으로서 핵분열성 가스 누출과 금속핵분열성 물질의 확산을 원천적으로 차단하며, 또한 내부 압력에 대한 압력용기로서의 기능을 한다. 마지막으로 최외각 피복은 연료체 제조 시에 SiC 층을 보호하도록 IPyC층과 같은 고밀도 OPyC(Outer Pyrolytic Carbon)층으로 구성된다[3].

TRISO 입자의 SiC 피복층을 제조하기 위해서는 지금까지

*Corresponding Author: Yeon-Ku Kim, TEL: +82-42-868-8011, FAX: +82-42-868-4826, E-mail: ykkim@kaeri.re.kr

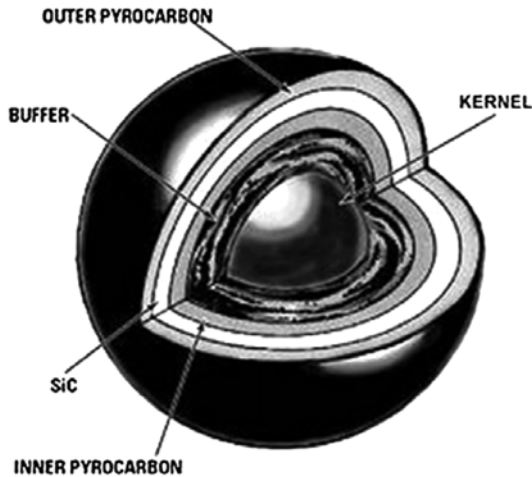


Fig. 1. Schematic of coated fuel particle for VHTR.

지 methylsilanes과 ethylsilanes 또는 propylsilanes과 같은 유기금속 화합물들이 사용되었다. 이러한 전구체들 중에서 methyltrichlorosilane(CH₃SiCl₃;MTS)은 화합물 내의 Si와 C의 비가 1:1로서 증착층의 조성이 화학양론적으로 되기 쉽기 때문에 탄화규소 화학증착에 널리 이용되고 있다 [4-7]. FBCVD(fluidized bed chemical vapour deposition)를 이용한 TRISO 피복입자 핵연료제조에서 주로 SiC 층의 증착온도를 1500~1700°C에 이르는 고온증착에 관한 연구가 수행되어 왔으나, 증착온도에 따라 유리 Si(free silicon)와 유리 C(free carbon)가 생성되어 SiC 층의 특성에 영향을 미치는 것으로 발표되고 있다[8]. 또한 고온에서 연속 공정을 통하여 제조되는 TRISO 피복층은 저밀도 열분해 탄소층과 고밀도 열분해 탄소층의 증착온도가 SiC 층의 증착온도보다 현저하게 낮은 관계로 미세구조와 이방성 및 밀도에 영향을 미치게 되며, 이것은 중성자 조사(irradiation)시에 조기 치밀화와 수축이 일어나 TRISO 피복층에 영향을 주는 것으로 보고되고 있다[9].

본 연구에서는 TRISO 피복입자에서 고온의 SiC 층의 증착온도를 고밀도 열분해 탄소층의 증착온도까지 낮추었을 경우와 전구체인 MTS 첨가량을 증감시켰을 경우, 이러한 조건들의 변화가 SiC 층의 특성에 미치는 영향을 고찰하여 고밀도 열분해 탄소층에 영향을 주지 않는 알맞은 증착조건을 찾고자 하였다. 또한 원자로 내에서 발생하는 온도와 같은 조건으로 열처리를 하여서 TRISO 피복입자 핵연료가 원자로에서 연소될 경우 SiC 층의 건전성을 확인하고자 하였다.

2. 실험방법

TRISO 피복층을 제조하기 위하여 사용된 길이 200 mm

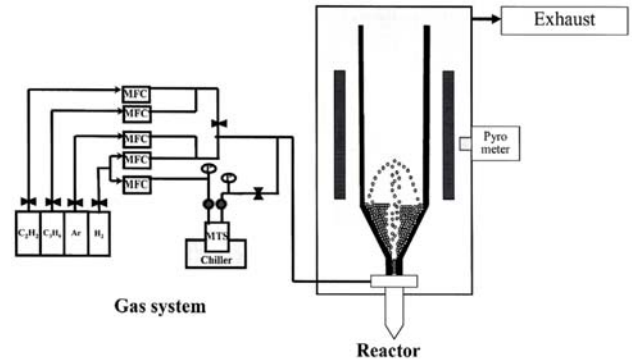


Fig. 2. Schematic diagram of FBCVD equipment for TRISO coating.

흑연튜브와 내경 25.4 mm 및 코니칼 모양의 노즐을 가진 FB-CVD 반응기를 그림 2에 나타내었다. 연료핵은 UO₂ 미세구 대신 500 um 크기의 ZrO₂ 미세구를 사용하였으며, 저밀도 열분해 탄소층과 고밀도 열분해 탄소층은 현재 TRISO 피복을 위하여 수행하고 있는 동일한 실험 조건에서 증착하였다. SiC 층의 코팅온도는 1500~1300°C까지 변화시켰고, 전구체인 MTS 양을 각 온도에서 10~60 vol%까지 증가 및 감소시켜 증착하였다. 각 조건에서 제조된 피복입자를 진공로에서 1900°C로 24시간 동안 열처리하여 원자로에서 조사가 진행되는 동안 발생하는 고온에 의한 영향을 조사하였다. 제조된 TRISO 피복입자를 마운팅 수지에 넣어 경화시키고 다이아몬드 디스크를 사용하여 250 um까지 연삭을 하였다. SiC 층의 내부특성을 위하여 진동연마기에서 0.25 um 다이아몬드 페이스트와 실리카를 함유한 용액으로 연마하여 경면을 나타내었다. 또한 SiC 층의 표면특성을 위하여 산화로를 이용하여 900°C에서 4 시간동안 OPyC 층을 산화시키고 초음파세척을 통하여 불순물들을 제거하였다. Nanoindenter, X-선 회절분석기, 주사전자현미경(SEM-BEI, EBSD), Raman 분광기, MASNMR을 이용하여 SiC 층의 특성을 분석하였으며, 밀도를 측정하기 위해서는 SiC 층만을 박피하여 시편을 제조하였고 측정은 Gradient column을 이용하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 3(a)는 각각 다른 온도에서 증착된 SiC 층에 대한 XRD 결과이다. SiC 층의 상 분석에서는 증착온도에 관계 없이 증착된 SiC 층의 상이 모두 β-SiC로 확인되었다. 증착된 SiC 층은 특별한 우선배향 (preferred orientation)면 을 나타내지 않고 여러 결정면들이 혼합된 결과를 보이고 있다. 일반적인 저압 CVD 방법으로 평판형 기판에 SiC를 증착할 때 1200°C 이하의 저온영역에서는 (111)면이 우선

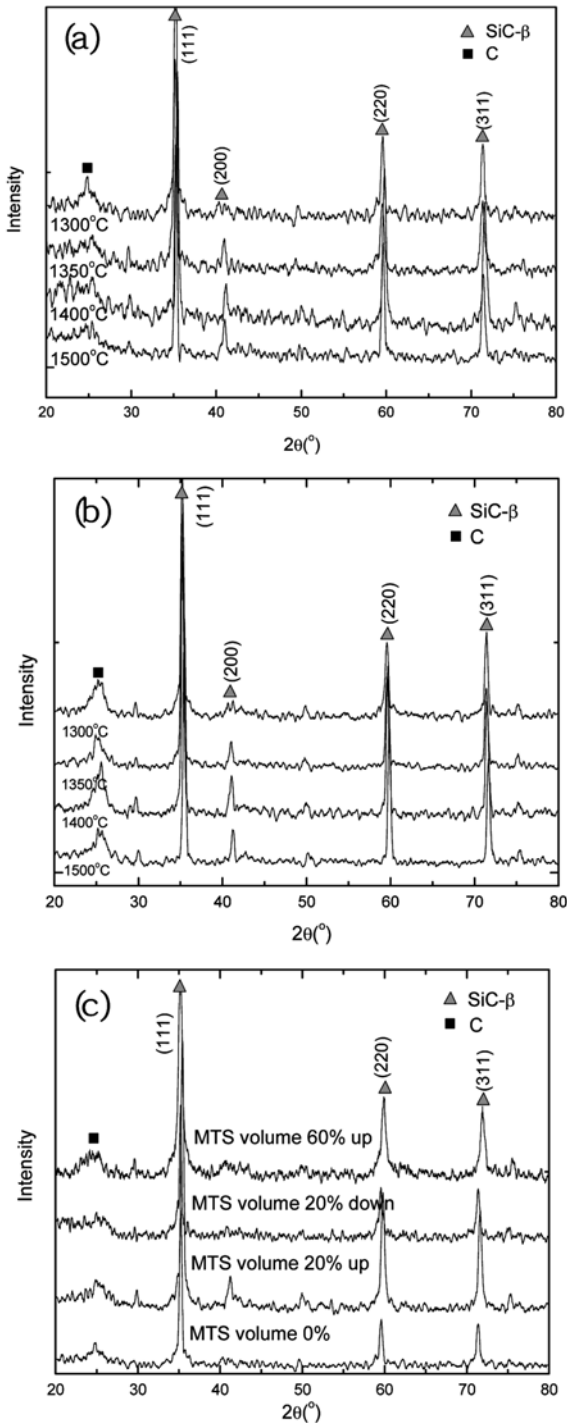


Fig. 3. XRD patterns of SiC layers in various conditions; (a) normal condition, (b) after heat treatment at 1900°C for 24 hrs, (c) at 1300°C with indicated MTS volume fractions.

배향면으로 증착되며 증착온도가 높아지면 (111)면의 우선배향면이 (220)면으로 바뀌는 것이 일반적이다[10]. 따라서 본 연구에서 FBCVD 방법으로 증착된 SiC는 (111)면과 대등하게 (220)면과 (311)면 등이 검출되는 것으로

보아 일반적인 저압 CVD 방법에서의 고온형 구조와 유사한 것으로 판단된다. 그림 3(b)는 각각의 다른 온도에서 제조된 SiC 층을 원자로 내의 조사온도에 해당되는 1900°C에서 진공 상태로 열처리한 것으로 그림 3(a)에서 나타난 상들과 비교하였을 때 상의 변화는 일어나지 않았다. 그림 3(c)는 1300°C에서 MTS 양을 다양하게 공급하여 증착된 SiC 층의 XRD 결과이다. 과량의 MTS에 의해 유리 Si나 유리 C 상이 나타날 것으로 예상했으나 적용된 MTS 양의 증감이 SiC 상변화에 영향을 미치지 않은 것으로 나타났다. 모든 온도에서 유리 C 상이 관찰되고 있는데, 이것은 SiC 층의 두께가 35 μm 정도로서 X-선의 침투에 의해 SiC 층의 바로 아래에 위치하고 있는 IPyC의 영향으로 판단된다.

표 1과 2는 SiC 층의 열처리 전과 후의 기계적 특성을 나타내었다. gradient column을 이용하여 측정된 밀도는 동일한 MTS 양에서 증착 온도가 높아질수록 증가되는 것으로 나타났다. 1350°C와 1400°C에서 온도에 따른 밀도차가 매우 작게 나타나는 것은 그림 6(a)의 Raman 분광분석 결과로 미루어 볼 때 acoustic SiC의 존재가 밀도에 영향을 미쳤을 것으로 사료된다[11]. 증착온도가 가장 낮은 1300°C에서는 MTS 첨가량을 증감시켰을 때 밀도가 정상 조건 보다 약간 감소되는 것으로 나타났다. 그림 7에서 볼

Table 1. Mechanical properties of SiC layer deposited at indicated temperatures including various MTS volume fractions.

Deposition temperature (°C)	MTS volume (%)	Density (g/cm ³)	Hardness (GPa)	Young's modulus (GPa)
1300	normal	3.13	38.5±1.5	339.8±12.7
	20% up	3.10	38.9±1.7	307.8±7.3
	20% down	3.12	39.4±1.3	326.2±4.1
	60% up	3.11	41.1±2.0	319.7±16.1
1350	normal	3.17	36.5±1.7	348.3±17.4
	20% up	3.16	40.9±1.8	326.4±9.2
	20% down	3.17	38.9±1.2	318.7±7.3
1400	normal	3.18	38.0±2.4	320.1±15.3
	20% up	3.19	37.5±1.7	319.0±10.3
	20% down	3.18	42.1±1.8	334.9±12.1
1500	normal	3.19	39.4±2.1	348.6±12.4

Table 2. The modification of SiC layer mechanical properties after the heat treatment at 1900°C.

Deposition temperature (°C)	MTS volume (%)	Density (g/cm ³)	Hardness (GPa)	Young's modulus (GPa)
1400	normal	3.18	38.0±2.4	309.6±11.9
	20% up	3.19	37.1±1.7	323.1±6.9
1500	normal	3.19	37.3±2.5	309.6±11.9

수 있듯이 정상조건인 1300°C에서 증착된 SiC층의 미세구조(microstructure)는 많은 미세기공(micropore)이 생성되어 이것이 밀도를 감소시키는 것으로 여겨진다. 따라서 MTS 첨가량은 밀도에 영향을 주지 못하는 것으로 판단된다. 열처리 후의 밀도는 열처리 전과 같은 값을 유지함으로써 원자로 조사온도에 대한 밀도의 건전성을 확인할 수 있었다.

미소경도(micro hardness)와 영율(Young's modulus)은 나노인텐터를 이용하여 측정된 것으로서 증착 온도와 MTS 양의 변화에 따른 미소경도와 탄성계수 값의 변화를 해석할 수 없었다. 이전 연구자들은 SiC+Si 또는 SiC+C의 함량이 높아지면 기계적 특성도 증가되는 것으로 발표하기도 하였으나 미세구조의 해석에서는 불일치를 보임으로서 추가적인 실험을 계획하였다[12,13]. 본 실험에서도 그림 7에 나타난 것과 같이 증착온도가 낮을수록 결정크기가 작아지고 많은 기공 때문에 나노인텐테이션법 분석에서 정확한 값과 경향을 파악할 수 없었다.

그림 4는 1500°C에서 증착된 SiC 층과 1400°C 정상조건 및 1400°C 정상조건 보다 MTS 양을 20% 증가시킨 SiC 층에 대한 EBSD 결과이다. 증착조건 중 1300°C와 1350°C 및 MTS의 vol%를 증감시켜 얻은 SiC 층은 밀도가 VHTR용 TRISO 핵연료의 사양에 미치지 못하여 EBSD 분석에서 제외하였다. 상기의 XRD 결과와 마찬가지로

지로 EBSD 분석에서도 증착된 SiC 층은 3C-SiC (face centered cubic)만으로 확인되었다. EBSD는 Kikuchi band를 분석하여 여러 상들과의 차이를 매우 용이하게 구분할 수 있는 장점을 가진다. 그러나 TEM 분석에서는 fcc 구조에서 SiC가 육방정 구조인 α -SiC 같은 다형체를 가질 수 있다고 보고하였는데[14,15], α -SiC 결정들이 존재한다고 해도 3C-SiC의 기저에 50 nm 크기 이하로 분산되어 있어 EBSD 분해능으로는 검출이 불가능하다[16]. (a)~(f)는 EBSD grain map으로 SiC 층의 결정의 형상과 크기를 나타낸다. 각각의 조건에서 모든 결정들이 균질하게 입자반경 방향으로 주형결정 형태를 가지고 성장하며, 특히 OPyC 층 쪽에서는 더 크게 성장한 것을 볼 수 있다. 이것은 새로운 핵생성이 없어 주변의 결정립들에 의하여 제약을 받지 않기 때문이다. 또한 큰 결정들 가운데에서 쌍정구조를 나타내는 것은 적층 순서가 적층결함에 의한 즉, {ABCBA}과 같은 결과로 나타나는 것이다[13]. 1500°C에서 증착된 SiC의 결정크기는 평균 3.10 μm 이었으며, 정상조건인 1400°C와 같은 온도에서 MTS 양을 20% 증가시킨 얻은 결정의 크기는 1.39 μm 와 1.51 μm 로 측정되었다. 증착 온도가 결정크기에도 영향을 미치는 것을 알 수 있었다. SiC 층의 결정크기가 작아지면 미소경도(micro hardness)와 영율 (Young's modulus)이 높아진다는 보고도 있으나[17,18], 본 실험에서는 결정크기의 차이가 기계적 특성에 미치는 영향을 평가하기 어려웠다.

그림 5는 1500°C 정상조건과 1400°C(MTS 20 vol%)에서 증착된 SiC 층을 1900°C로 열처리한 시편의 EBSD grain map 결과이다. 1400°C(MTS 20 vol%)에서 증착된 SiC 층은 1500°C보다 작은 결정립을 가지나 열처리 후에도 미세구조의 변화가 없었다. 따라서 1500°C와 1400°C(MTS 20 vol%)

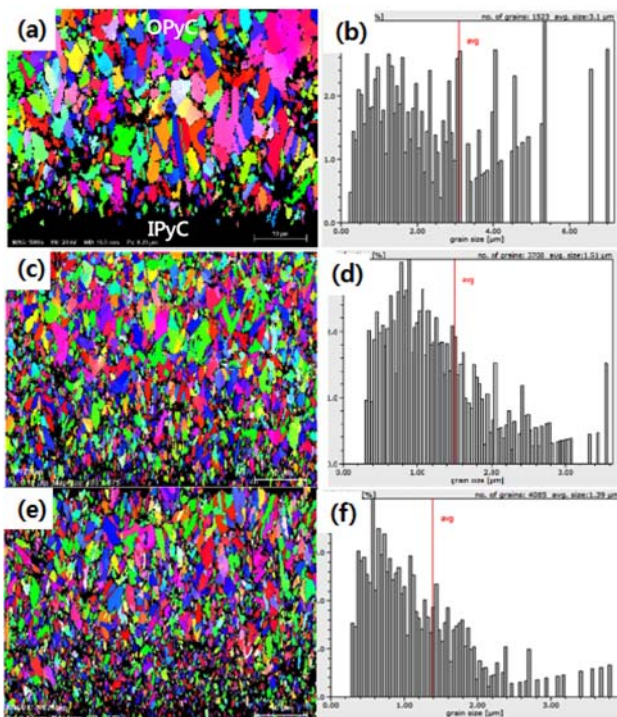


Fig. 4. EBSD results of SiC layer; (a), (b) 1500°C with normal condition, (c), (d) 1400°C with 20 vol.% increased MTS, (e), (F) 1400°C with normal condition.

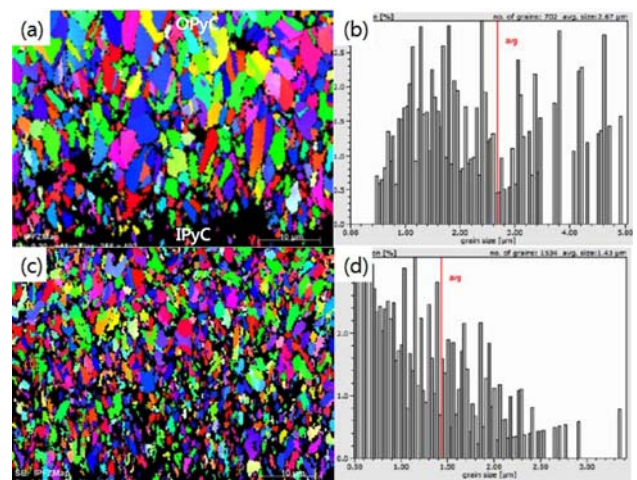


Fig. 5. EBSD results after heat treatment of deposited SiC layers; (a), (b) at 1500°C with normal condition, (c), (d) at 1400°C with 20 vol.% increased MTS.

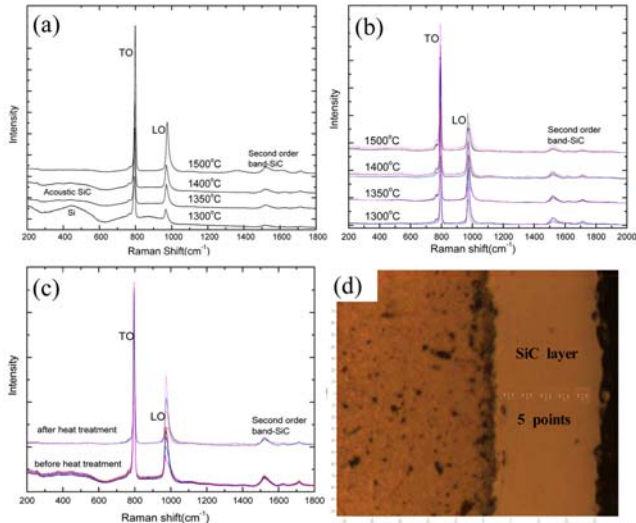


Fig. 6. Raman spectra of SiC deposited at indicated temperatures and conditions; (a) normal condition, (b) after heat treatment (normal condition), (c) before and after heat treatment of SiC deposited at 1400°C with 20 vol.% increased MTS, (d) points analyzed by Raman spectroscopy.

에서 증착된 SiC 층은 원자로의 조사 온도에서도 미세구조에 대한 건전성을 유지할 것으로 판단된다.

그림 6은 SiC 증착온도(a)와 열처리(b) 및 첨가된 MTS 양(c)이 미치는 영향에 대한 Raman 분광분석 결과이다. SiC 층 내에서 Raman 분광분석의 위치는 그림 6(d)에 나타내었다. SiC는 대략 790 cm^{-1} 에서 TO(transverse optic phonon)와 973 cm^{-1} 에서 LO(longitudinal optic phonon)의 Raman 산란을 일으키는 것으로 보고되고 있다[19]. 그림 6(a)의 각 온도에서 증착된 결과를 보면 1400~1500°C에서 증착된 SiC 층은 입방정 상(β -SiC)으로 화학양론비를 잘 유지하는 것으로 판단되나, 1350°C와 1400°C에서 증착된 SiC 층에서는 acoustic SiC로 판단되는 200~500 cm^{-1} 영역에서 피크가 나타났다. acoustic SiC 피크는 일반적으로 비대칭 피크들로 구성되어 있고, SiC 층에서 적층결함을 가짐으로 밀도를 증가시키고, 결정크기는 감소시키는 결과를 가져온다. 대부분의 시료에서 1500 cm^{-1} 과 1700 cm^{-1} 에서 피크가 검출되었는데, 이것은 SiC의 second order band에 의한 것이다[10]. 또한 1300°C에서 증착된 시료에서는 공석(codeposition)에 의한 비정질 Si가 검출되었으며, 공석된 과량의 Si는 SiC 결정 성장을 방해하는 역할을 하고 저온에서는 성장하는 결정표면의 흡착 원자들에 대해 약한 이동 에너지를 갖게 하는 원인이 되는 것으로 판단된다[20]. 이것은 그림 7(a),(b)에 나타낸 것처럼 1500°C에서 증착된 SiC 층의 표면은 정량비를 이루는 전형적인 파단면 결정구조이고, 내부 미세구조를 BEI 사진으로 나타내었다. 1300°C에서 증착된 SiC 층의 표면은 화채(cauliflower)형상

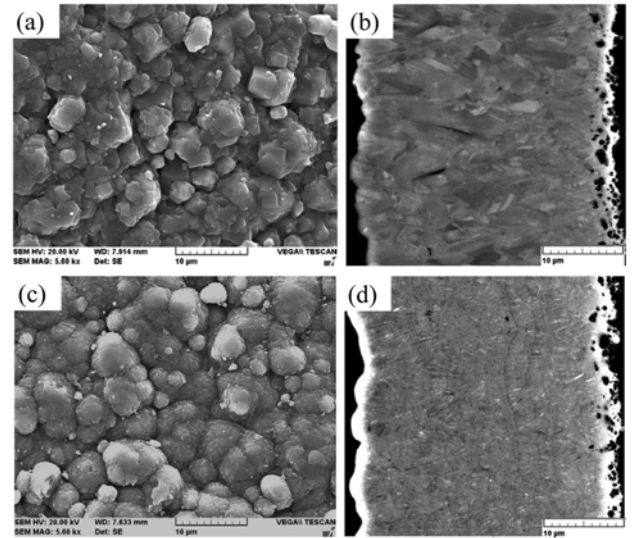


Fig. 7. Surface morphologies and microstructures of SiC layers observed using SEM; (a, b) 1500°C and (c, d) 1300°C normal condition.

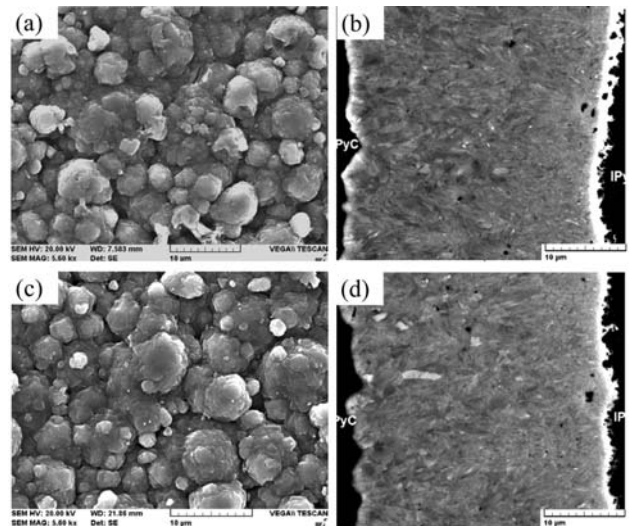


Fig. 8. Surface morphologies and microstructures of SiC layers observed using SEM; (a, b) 1400°C with normal condition, (c, d) 1400°C with 20 vol.% increased MTS.

을 가지며, 내부 미세구조가 1500°C의 것과 크게 다른 것을 볼 수 있다. 그림 8은 1400°C에서 정상조건과 MTS를 20 vol% 증가시켜 얻은 SiC 층의 표면과 내부 미세구조이다. MTS 증가에 대한 영향이 뚜렷하게 나타나지 않으므로써 이들의 특성분석에서는 SEM 결과와 밀도 및 Raman 분광분석 결과들이 부합되는 것을 알 수 있다.

그림 6(b)는 각각의 온도에서 증착된 SiC 층을 원자로 내에서 조사 될 때와 같은 1900°C에서 열처리된 시편에 대한 Raman 스펙트럼을 나타낸 것이다. 1500°C 이하의 증착층에

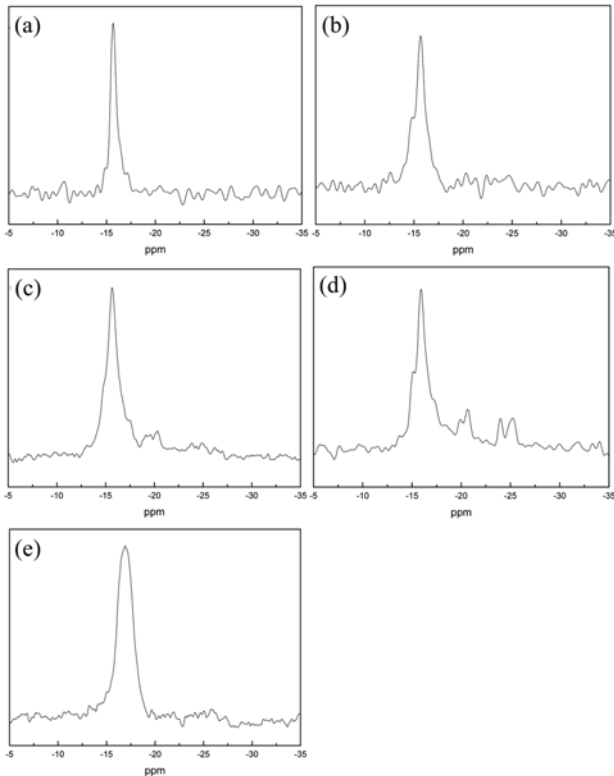


Fig. 9. ^{29}Si magic angle spinning NMR spectra of SiC deposited at 1400°C with 20 vol.% MTS; (a) 1500°C, (b) 1400°C, (c) 1350°C, (d) 1300°C (e) 1400°C with 20 vol.% MTS.

서 나타났던 acoustic SiC와 비정질 Si의 피크 강도가 크게 감소하는 것을 볼 수 있다. 일반적으로 1500°C~2000°C 사이의 온도에서 SiC 층의 열분해가 일어나 Si와 C가 검출되는 것으로 보고 하였으나[20], 본 실험에서는 두 원소에 대한 스펙트럼 검출이 없는 것으로 나타났다. 또한 1400°C 미만의 온도에서 증착된 SiC 층은 TRISO 피복입자의 밀도 규격을 벗어나 Raman 분석에서 제외하였고 1400°C에서 MTS 양을 20 vol% 증가시켜 얻은 SiC 층에 대하여 열처리 전과 후의 Raman 분광분석 결과를 그림 6(c)에 나타내었다. 증착 온도와 MTS의 첨가영향에 따른 C의 피크가 1442 cm^{-1} 에서 검출이 예상되었으나, 정상조건에서 제조된 SiC 층의 열처리 전과 후의 결과와 동일함으로서 상기의 XRD 패턴과 잘 부합하는 것으로 판단된다.

그림 9는 각각의 다른 증착온도와 MTS 농도를 증가시킨 SiC 층의 MASNMR 분석결과를 나타낸 것이다. 일반적으로 NMR 분석에서 3C-SiC의 이상적인 구조는 1500°C에서 증착된 그림 9(a)와 같이 스펙트럼이 -16 ppm 위치에서 이중피크(shoulder)가 없는 단일 피크로 검출된다. 또한 3C-SiC는 FCC 구조로 abc(kk)의 적층 순서를 가지는 반면[21], 다른 다면체 SiC로 구분되는 6H는 육방정

구조로 abcacb(hkk)를 가지게 된다. 이러한 적층결함 영향이 NMR 분석에서는 여러 개의 피크로 나타나는 특성 때문에 비파괴 특성기술로서 NMR 분석이 유용하게 적용된다. 그림 9에서 SiC 증착온도가 낮아질수록 베이스 라인 가까이에서 다른 형태의 피크들이 나타나는데, 특히 1350°C와 1300°C에서 뚜렷한 피크로 검출되는 것을 확인할 수 있다. 그림 9(d)는 가장 낮은 온도인 1300°C에서 증착된 SiC의 스펙트럼을 나타낸 것으로 ABC 위치에서 세 피크들이 검출되면서 클러스터를 이루고 있다. 가장 큰 피크가 -16.0 ppm에서 검출되었는데, 이것은 3C-SiC(single A type peak)이며 -15.2 ppm에서 약한 이중피크가 보인다. 두개의 B형의 피크가 -20.0 ppm과 -20.8 ppm에서, 그리고 -24.0 ppm과 -25.2 ppm에서 두 C형의 피크가 관찰되었으며, 또한 A와 B형 피크의 베이스 라인에서 작은 피크들이 추가적으로 나타나는 것을 볼 수 있다. B와 C형은 3C-SiC에 존재하지 않기 때문에 -16 ppm에서 주 피크들 외에 추가로 나타나는 피크들은 3C-SiC 주변에 있는 육방정 또는 능면정의 영향이라고 여겨진다[21]. 1500°C~1300°C에서 증착된 SiC 층에 대한 결정형태는 주로 3C-SiC로 이루어져 있으나 증착 온도가 낮아질수록 다른 다면체의 결정들이 존재하는 것을 확인할 수 있었다. 그림 9(e)는 1400°C에서 MTS를 20 vol% 증가시켜 얻은 SiC 층의 피크로 다소 넓어진 3C-SiC 스펙트럼이 나타났으나 베이스 라인에서 약한 이중피크는 검출되지 않았다. MASNMR 분석에서 MTS 양의 증가가 3C-SiC 외에 다른 다면체의 생성에 영향을 주는 것으로 판단되어 전구체의 증가와 감소에 대한 추가 실험을 통하여 다면체 정량화가 필요할 것으로 사료된다.

4. 결 론

본 연구에서는 FBCVD 방법을 이용한 TRISO 피복입자 제조공정에서 증착온도를 1500°C~1300°C까지 조절하여 증착온도가 SiC 층의 특성에 미치는 영향과 MTS의 양을 현재의 증착조건에 10~60 vol%로 증가 또는 감소시켜 증착된 SiC 층의 특성에 대하여 고찰하였다. 증착온도가 1500°C와 1400°C에서는 Si/C 1:1 정량비를 가진 파단면 결정 구조의 결정립을 확인할 수 있었다. 증착온도가 낮아질수록 밀도가 현저하게 감소하여 1350°C 이하에서는 TRISO 핵연료 규격을 벗어났으며, 같은 증착온도에서 MTS 증가와 감소는 밀도에 큰 영향을 미치지 않았다. 1500°C~1400°C에서 증착된 SiC 층을 원자로의 조사 온도에서 열처리를 하여 밀도에 대한 건전성을 확인하였다. 1500°C~1300°C 사이에서 증착된 SiC 층의 기계적 특성들은 온도와 MTS 증가 및 감소에 따른 영향을 평가할 수 없었다. 1400°C에서 MTS 양을 20 vol%를 증가 시켰을 경우

의 ^{29}Si MASNMR 결과에서는 다른 다면체들의 이중피크가 나타나지 않음으로서 다면체 생성에 영향을 미치는 것을 알 수 있었다. TRISO 피복입자에서 SiC층의 특성을 유지할 수 있는 증착온도는 1400°C 이상인 것으로 판단된다.

Acknowledgement

This work was supported by the National Research Foundation of Korea (NRF) grant funded by the Korea government (MSIP) (No.2012M2A8A2025684).

References

- [1] P. Hoseman, J.N. Martos and D. Frazer: *J. Nuclear Mater.*, **442** (2013) 133.
- [2] J. Powers and B. Wirth: *J. Nuclear Mater.*, **405** (2010) 74.
- [3] D.A. Petti, J.T. Maki and J. Buongiorno: INEIL/EXT-02-00300.
- [4] Schlichting: *Powder Metall. Int.*, **12** (1980) 196.
- [5] Von Muench: *J. Electrochem. Soc.*, **125** (1978) 294.
- [6] Stinton, D.P and Lackey, W.J: *Ceram. Bull.*, **57** (1978) 568.
- [7] Minato, K. and Fukuda, K: *J. Nuclear Mater.*, **149** (1987) 233.
- [8] E. Lopez-Honorato, J. Tan and P.J Meadows: *J. Nuclear Mater.*, **392** (2009) 219.
- [9] Y.J. Lee, D.J. Choi, J. Y. Park and W. Hong: *J. Mater. Sci.*, **35** (2000) 4519.
- [10] E. Lopez-Honorato, P.J Meadows, J. Tan and P. Xiao: *J. Mater. Res.*, **23** (2009) 1785.
- [11] Zhao X, Langford RM, Xiao P: *J. Amer Ceram Soc.*, **94** (2011) 3509.
- [12] Chollon G, Vallerot JM, Herlary: *J. Eur Cerm Soc.*, **27** (2007) 1503.
- [13] D. Helary, O. Dugne and X. Bourrat: *J. Nuclear mater.*, **350** (2006) 332.
- [14] K.A. Appiah, Z.L. Wang and W.J. Lackey: *Thin Solid Films.*, **371** (2000).
- [15] L. Tan, T.R. Allen and J.D. Hunn: *J. Nuclear Mater.*, **372** (2008) 400.
- [16] D.A. Petti, J. Buongiorno and J.T. Maki: *Nucl. Eng. Design.*, **222** (2003) 281.
- [17] S. Ray, C.Zorman, M. Mehregany, R. Deanna and C. Deeb: *Appl. Phys.*, **99** (2006) 044108.
- [18] S. Nakashima and H. Harima: *Phys. Status Solidi.*, **39** (1997) 162.
- [19] M.D Allendorf and R.J Kee: *J. Electrochem. Soc.* **138** (1991) 841.
- [20] P. Krautwasser, G.M. Begun and Peter Angelini: *J. Amer Ceram Soc.*, **66** (1983) 424.
- [21] E. Lopez-Honorato, C. Brigden, R.A. Shatwell, H.Zhang, I. Farnan and P. Xiao: *J. Nuclear Mater.*, **433** (2013) 199.