

Fabrication and Ion Irradiation Characteristics of SiC-Based Ceramics for Advanced Nuclear Energy Systems

Weon-Ju Kim,^{*†} Seok Min Kang,^{*} Kyeong Hwan Park,^{***} Akira Kohyama,^{**}
Woo-Seog Ryu,^{*} and Ji Yeon Park^{*}

^{*}Division of Nuclear Materials Technology and Development, Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon 305-600, Korea

^{**}Institute of Advanced Energy, Kyoto University, Uji, Kyoto, Japan

(Received July 13, 2005; Accepted July 22, 2005)

차세대 원자력 시스템용 탄화규소계 세라믹스의 제조와 이온조사 특성 평가

김원주^{*†} · 강석민^{*} · 박경환^{***} · Akira Kohyama^{**} · 류우석^{*} · 박지연^{*}

^{*}한국원자력연구소 원자력재료기술개발부

^{**}교토대학교 에너지공학연구소

(2005년 7월 13일 접수; 2005년 7월 22일 승인)

ABSTRACT

SiC-based ceramics are considered as candidate materials for the advanced nuclear energy systems such as the generation IV reactors and the fusion reactors due to their excellent high-temperature strength and irradiation resistance. The advanced nuclear energy systems and their main components adopting ceramic composites were briefly reviewed. A novel fabrication method of SiC_f/SiC composites by introducing SiC whiskers was also described. In addition, the charged-particle irradiation (Si²⁺ and H⁺ ion) into CVD SiC was carried out to simulate the severe environments of the advanced nuclear reactors. SiC whiskers grown in the fiber preform increased the matrix infiltration rate by more than 60% compared to the conventional CVI process. The highly crystalline and pure SiC showed little degradation in hardness and elastic modulus up to a damage level of 10 dpa at 1000°C.

Key words : SiC_f/SiC composites, Advanced nuclear reactors, CVI process, Ion irradiation

1. 서 론

탄화규소(SiC) 세라믹스는 열적, 기계적, 화학적 안정성이 우수하기 때문에 항공기 엔진이나 가스터빈 부품 등의 고온 구조용 소재로 적용하기 위해 많은 연구가 이루어지고 있다. 이러한 특성들 뿐만 아니라 SiC는 내방사선 특성이 우수하고 중성자 조사에 의한 유도 방사능이 매우 낮기 때문에 제4세대 원전 중 가스냉각 고속로(Gas-Cooled Fast Reactor, GFR) 및 초고온 가스냉각로(Very High Temperature Gas-Cooled Reactor, VHTR) 등의 가스냉각형 원자로나 데모(DEMO)형 또는 상용 핵융합로와 같은 미래형 원자력 시스템의 노내 구조물 후보재로 고려되고 있다.^{1,2)} 일반적으로 단미(monolith) 세라믹스 소재는 취성파괴를 하기 때문에 높은 신뢰성을 요구하는 원자로용 구조재료는 장섬유로 강화된 세라믹스 복합체(SiC_f/SiC)가 주요 고려대상이다. SiC의 우수한 고온 기계

적 특성, 화학적 안정성 등으로 인해 원자로는 800~1100°C의 높은 냉각재 온도를 달성할 수 있고, 이에 따라 열효율이 45~60%에 이르는 우수한 성능의 원자로 설계가 가능해진다.

Fig. 1(a)는 VHTR 시스템의 일례를 나타낸 것으로 높은 노심온도로 인해 원자로 용기를 제외하고는 대부분의 노심 구조물이 흑연 및 세라믹스 복합체로 구성된다.³⁾ C_f/C, C_f/SiC 및 SiC_f/SiC와 같은 세라믹스 복합체가 후보재로 고려되고 있는 부분은 제어봉 피복관 및 안내관, 상부 노심지지체 블록, 상부 단열판, 하부 단열재 지지블록, 고온가스배관 라이너 등이다. 이들 부품은 중·단기적으로는 C_f/C 및 C_f/SiC, 장기적으로는 SiC_f/SiC 복합체 등이 후보재로 고려되고 있다.⁴⁾ 또한 SiC_f/SiC는 중간 열교환기의 열교환 튜브, GFR 시스템의 핵연료 피복관 등으로 적용하기 위한 연구도 이루어지고 있다. 한편, VHTR 및 GFR 등의 가스냉각형 원자로는 노심구조물 뿐만 아니라 핵연료도 기존의 경수로와는 많은 차이를 갖는다. 고온가스로의 핵연료는 Fig. 1(b)에 나타낸 것처럼 직경이 약 0.5 mm인 연료 핵에 다공성 열분해 탄소층, 내·외부 치밀 열분해 탄소층, SiC 등의 4개 층이 코팅된 피복입자를

[†]Corresponding author : Weon-Ju Kim

E-mail : weonjkim@kaeri.re.kr

Tel : +82-42-868-8029 Fax : +82-42-868-8549

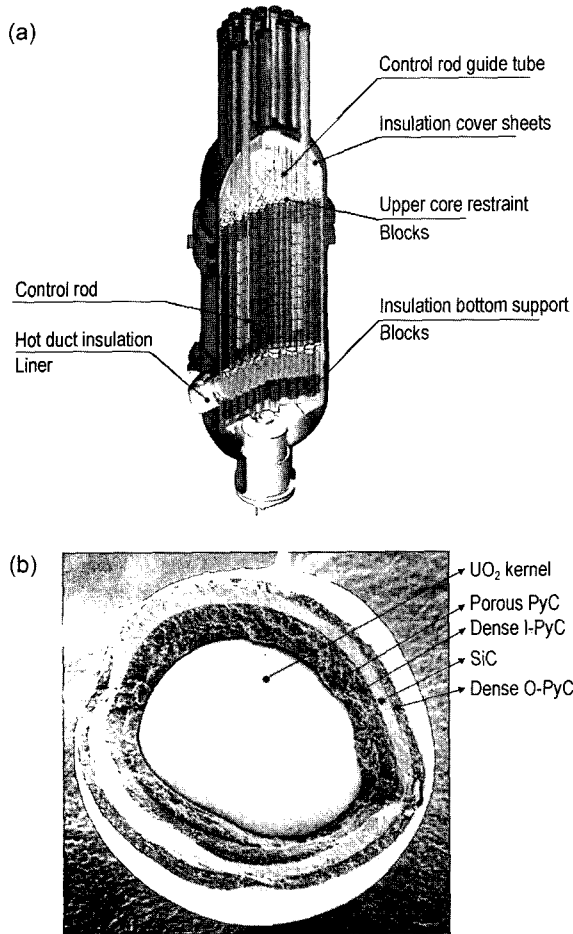


Fig. 1. (a) reactor system cutaway and (b) coated fuel particle of the Very High Temperature Gas-Cooled Reactor (VHTR).³⁻⁵⁾

사용한다.⁵⁾ SiC 층은 기상 및 고상의 핵분열 생성물이 외부로 방출되지 못하게 하고 기계적 강도를 유지하여 경수로의 핵연료 피복관과 같은 구조적 역할을 수행한다.

핵융합로의 플라즈마 반응부와 이웃하여 위치하는 블랭킷 구조물은 100~150 dpa 이상의 조사손상을 견뎌야 하며, 시스템의 효율을 고려하면 냉각재의 출구 온도가 높을수록 유리하다. 따라서 2015년경에 건설될 국제 열핵융합 실험로(ITER)에 부착될 시험용 블랭킷 모듈(Test Blanket Module: TBM)에는 현 시점에서 검증된 재료인 FMS(Ferritic Martensitic Steel)를 구조재로 적용하려 하지만, 궁극적으로는 고온 내방사선 특성이 우수한 재료인 바나듐 합금이나 SiC_f/SiC 복합체가 요구되고 있다. ITER 완성 이후에 건설 예정인 실증 핵융합로 개념들 중에서 SiC_f/SiC 복합체를 구조재로 고려한 로형들은 미국의 ARIES-I, ARIES-IV, ARIES-AT와 유럽연합의 TAURO 및 일본의 DREAM 등이 있다.²⁾ Fig. 2에 SiC_f/SiC를 블랭킷 구조재로 사용하는 핵융합로의 블랭킷 개념도를 나타내었으며, Table 1은

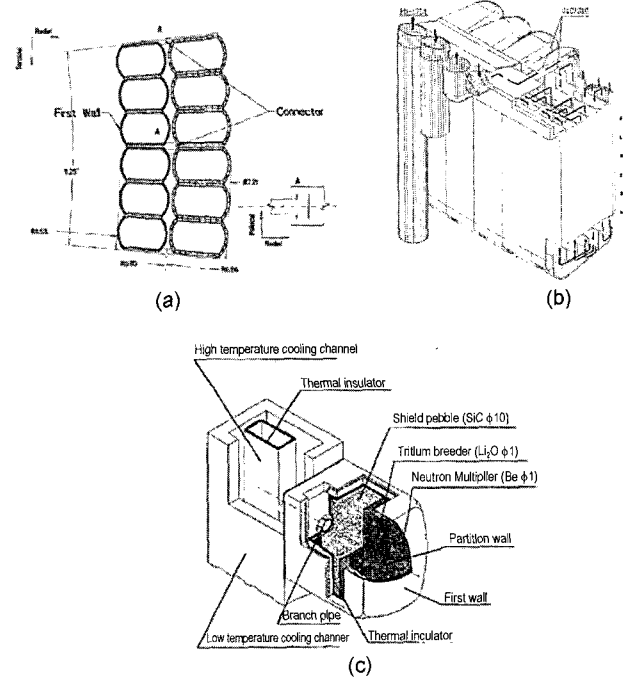


Fig. 2. Schematics of blanket modules of (a) ARIES-AT, (b) TAURO, and (c) DREAM reactors.²⁾

각 핵융합로의 주요 성능과 SiC_f/SiC 복합체의 사용환경을 나타낸 것이다. SiC_f/SiC 복합체가 차세대 원자로의 노심과 같은 극한환경에서 우수한 특성을 발휘하기 위해서는 고순도, 고결정성, 화학정량비의 섬유 및 기지상이 요구된다. 따라서 Hi-Nicalon Type S, Tyranno-SA와 같은 고품질의 3세대 SiC 섬유가 사용되며, 기지상의 제조방법도 고순도 SiC를 얻을 수 있는 화학기상침착법(CVI, Chemical Vapor Infiltration) 법이 주로 이용된다.

본 연구에서는 CVI 방법을 통한 SiC_f/SiC 복합체의 제조공정에서 SiC whisker 성장의 효과와 SiC의 Si⁺² 및 He⁺ 이온조사를 통한 조사손상 모의 거동 평가 결과를 고찰하고자 하였다. CVI법을 이용하여 SiC_f/SiC 복합체를 제조함에 있어 문제점은 표면부의 기공이 공정초기에 막히는 현상을 줄이기 위해 증착속도가 매우 낮은 조건에서 공정이 이루어진다는 점이다. 따라서 기지상의 증착효율이 낮아 매우 긴 공정시간이 요구되며, 섬유의 bundle 또는 fabric layer 사이에 존재하는 큰 기공이 잔류기공으로 남아 복합체의 열적, 기계적 특성을 저해하는 요인이 된다. 이러한 문제점을 개선하기 위하여 기지상의 증착공정 전에 SiC 섬유의 프리폼 내부에 whisker를 성장시킴으로써 기지상의 증착이 일어나는 표면적을 증가시켜 치밀화 효율을 증진시키고 잔류기공의 양과 크기를 줄이고자 하였다. 한편, 이온빔 조사법은 중성자 조사손상의 모의 시험법으로 주목 받고 있다. 차세대 원자로의 노심에서는 높은 에너지의 중성자, 1000°C를 넘는 고온 환경 그리고

Table 1. Major Specifications for Recent International Projects Using SiC_f/SiC as Structural Material for Breeding Blankets²⁾

	TAURO, '96	ARIES-I	ARIES-AT	DREAM, '97
<i>Normal operation</i>				
Fusion power	3000 MW	1925 MW	1719 MW	5500 MW
Electrical power	1000 MW	1000 MW	1000 MW	3000 MW
Net efficiency	45%	49%	59%	>45%
Blanket lifetime	5 years	7.2 years	2 years	<4 years
Mode of operation	continuous	continuous	continuous	continuous
<i>Plasma geometry</i>				
Major plasma radius	9.4 m	6.75 m	5.2 m	16 m
Aspect ratio	4.5	4.5	4	8
<i>Wall loads (FW, divertor)</i>				
Max. FW surf. heat flux	0.5 MW/m ²	0.5 MW/m ²	0.7 MW/m ²	0.5 MW/m ²
Max. Div. surf. heat flux	5 MW/m ²	4.5 MW/m ²	5 MW/m ²	5 MW/m ²
Avg. Neutron Wall load	2 MW/m ²	2.5 MW/m ²	4.3 MW/m ²	3 MW/m ²
<i>In-vessel components</i>				
Structural material	SiC/SiC	SiC/SiC	SiC/SiC	SiC/SiC
Breeding material	Pb-17Li	Li ₂ ZrO ₃	Pb-17Li	Li ₂ O
Neutron multiplier	-	Be	-	Be
Coolant	Pb-17Li, 2 MPa	He, 10 MPa	Pb-17Li, 1 MPa	He, 10 MPa
Coolant inlet/outlet temp.	450/860°C	350/650°C	650/1100°C	600/900°C
FW protection	SiC (CVD)	SiC (CVD)	SiC (CVD)	SiC (CVD)

핵변환 가스(He, H 등)의 발생이 구조재료에 직접적으로 영향을 미치게 된다. 현존하는 중성자 조사실험 장비로 차세대 원자로와 같은 극한환경의 모의실험이 가능한 곳은 극히 제한되어 있으며, 그 대안으로 이온빔을 이용한 조사손상 평가법이 제안되고 있다.⁶⁾ 따라서 화학증착법으로 제조된 고순도, 고결정성 SiC를 차세대 원자로의 노심 환경과 유사한 방사선 손상조건이 되도록 Si²⁺와 H⁺ 이온으로 모의 조사실험을 하고 조사된 시편의 기계적 특성을 나노 압입법을 이용하여 평가하였다.

2. 실험 방법

2.1. SiC Whisker를 이용한 CVI SiC_f/SiC 복합체 제조

SiC 섬유 프리폼의 제조를 위해 Tyranno-SA (Ube Ind., Japan) 직물을 적층하고, 메탄을 원료로 하여 950°C, 110 torr에서 열분해 탄소를 섬유와 지지상의 중간층으로 증착하였다. 이 때, 메탄의 총 유량은 200~800 sccm이었고, 3~6 시간동안 증착하였다. 이렇게 준비된 프리폼에 SiC의 원료가스로 MTS(CH₃SiCl₃), 운반가스와 희석가스로 수소를 사용하여 WA-CVI(Whisker growing Assisted CVI) 공정을 이용해 복합체를 제조하였다. WA-CVI 공정은 1100°C에서 3시간동안 수행한 whisker 성장 공정과, 1000°C에서 3시간동안 수행한 지지상 채움공정으로 이루어지며, 이러한 whisker 성장과 지지상 채움공정을 2회 반복하고 최종적으로 24시간동안 지지상 채움공정을 실시하여 복합체를 제조하였다. 자세한 WA-CVI 공정은 이미 발표된 문

헌에 나타내었다.⁷⁾ 제조된 복합체는 주사전자현미경(SEM, JSM 5200, Jeol, Japan)을 이용하여 미세구조를 관찰하였고, 섬유와 지지상의 중간층인 열분해 탄소 층의 두께에 따른 강도의 변화를 3점 곡강도를 측정하여 고찰하였다.

2.2. SiC의 이온조사 실험

이온 조사실험을 위해 화학증착법으로 제조된 다결정 SiC(β -phase, Roam and Haas Advanced Materials)를 조사재료로 이용하였다. 이온 가속기는 DuET(Dual-beam Energy Technology, Kyoto University)⁸⁾을 이용하였고, Si²⁺와 He⁺ 이온을 조사하였다. Si²⁺의 가속 에너지는 5.1 MeV (terminal voltage: 1.7 MeV)이었고, 1 MeV의 He⁺ 이온을 동시에 조사하였다. 이온 조사 후 Si 이온 주입에 의한 조사 손상 분포와 Si와 He 이온 분포를 TRIM 코드⁹⁾로 계산하여 예측하였고 그 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 조사 손상된 시편의 기계적 특성 평가는 나노 압입법을 이용하였다. 압입 하중은 0.5~16 g이었고, 경도와 탄성계수는 Oliver 등이 제안한 압자(indenter)의 투영접촉면적 보정을 하여 계산하였다.¹⁰⁾ 최대 압입 깊이는 조사 손상영역과 압입에 의해 생성되는 소성영역을 관찰하고 결정하였다.¹¹⁾

3. 결과 및 고찰

3.1. SiC Whisker 성장을 통한 SiC_f/SiC 복합체의 제조

Fig. 4(a)은 프리폼 내부에 1차 whisker를 성장시킨 후 미세구조를 나타낸 것이다. SiC 섬유의 주변공간을 효율

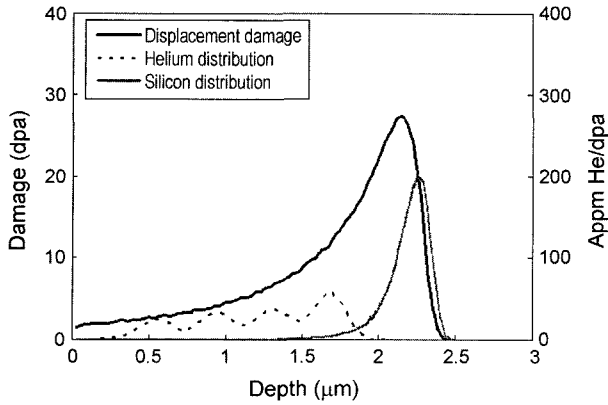


Fig. 3. Depth profiles of displacement damage and distribution of silicon and helium ions which were calculated using TRIM-98 code by assuming average displacement threshold energy of 35 eV, stoichiometric chemical composition, and a mass density of 3.21 g/cm³.

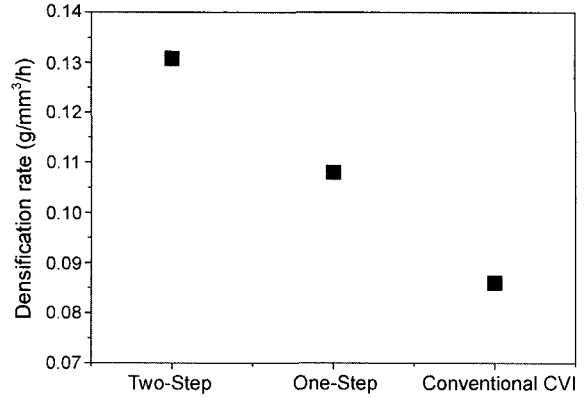


Fig. 5. Comparison of densification rate of Tyranno-SA/SiC composites made by WA-CVI and conventional CVI processes.

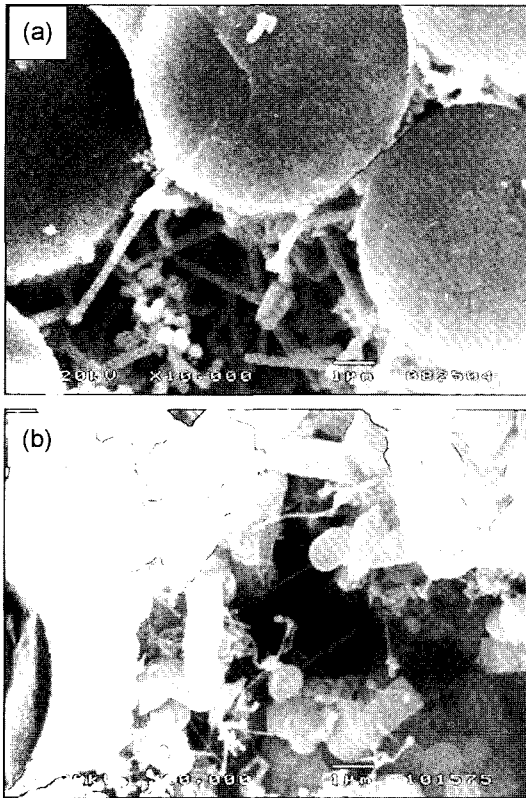


Fig. 4. SEM microstructures of the SiC whiskers grown in (a) the first whisker growing and (b) the second whisker growing steps.

적으로 분할하고 있는 0.1~0.3 μm의 직경을 갖는 whisker를 확인할 수 있다. Fig. 4(b)는 1차 whisker 성장과 1차 기지상 채움공정을 거친 후 2차 whisker를 성장시킨 시편의 미세구조를 나타낸 것으로 1차 whisker 공정을 통해 성장한 whisker는 3시간의 기지상 채움공정을 통해서 직

경이 1 μm 이상으로 성장된 것을 볼 수 있다. 또한 2차 whisker 공정을 통해 성장한 whisker의 직경은 0.1~0.3 μm로 1차 공정에서와 비슷한 직경을 갖고 기지상 채움 시에 채워지지 않은 공간을 다시 분할하고 있다. 이와 같이 부분적인 기지상 채움과 whisker의 공간분할을 통하여 효과적인 기지상 채움이 가능할 것으로 생각된다. Fig. 5는 일반적인 CVI 공정과 WA-CVI 공정의 시간당 밀도 증가분을 나타낸 것이다. One-step은 1차 whisker 성장 후 24시간의 최종 기지상 채움공정을 행한 것이고, two-step은 whisker 성장공정을 2회 반복한 후 24시간의 최종 기지상 채움을 행한 것이다. 일반적인 CVI 공정보다 one-step은 30%, two-step을 이용할 때 시간당 60% 가량 빠른 밀도 증가를 보였다. 따라서 SiC 함유의 프리폼 내부에 whisker를 성장시킴으로써 복합체의 치밀화를 효과적으로 향상시킬 수 있다고 생각되며, 기지상에 성장된 whisker는 복합체의 물성에도 영향을 미치리라 예상된다.

Fig. 6은 섬유와 기지상 사이의 중간층인 열분해 탄소층의 두께가 150 nm와 300 nm인 SiC_f/SiC 복합체의 파단면 미세구조를 나타낸 것이다. 중간층의 두께가 150 nm 이하인 경우 SiC 섬유의 pull-out이 없이 취성 파괴와 유사한 파괴거동을 보였다. 반면, 중간층의 두께가 300 nm인 경우 섬유의 pull-out 현상이 잘 일어나는 것을 알 수 있다. 이는 100~200 nm 정도의 중간층 두께가 최적인 것으로 보고되고 있는 CG-Nicalon이나 Hi-Nicalon 섬유를 이용하여 제조된 SiC_f/SiC 복합체와는 차이를 보이는 결과로서 Tyranno-SA 섬유의 더 큰 표면 거칠기에 기인하는 것으로 여겨진다.¹²⁾ Fig. 7은 중간층의 두께에 따른 SiC_f/SiC 복합체의 3점 곡강도를 측정된 결과이다. 그림에서 볼 수 있듯이 곡강도 값은 중간층의 두께가 150 nm일 때 최대 610 MPa이고, 그 이상의 두께에서는 다시 감소하는 경향을 나타내고 있다. 열분해 탄소 중간층은 SiC에 비해 내방사선 특성이 좋지 않고 산화에 취약하기 때문

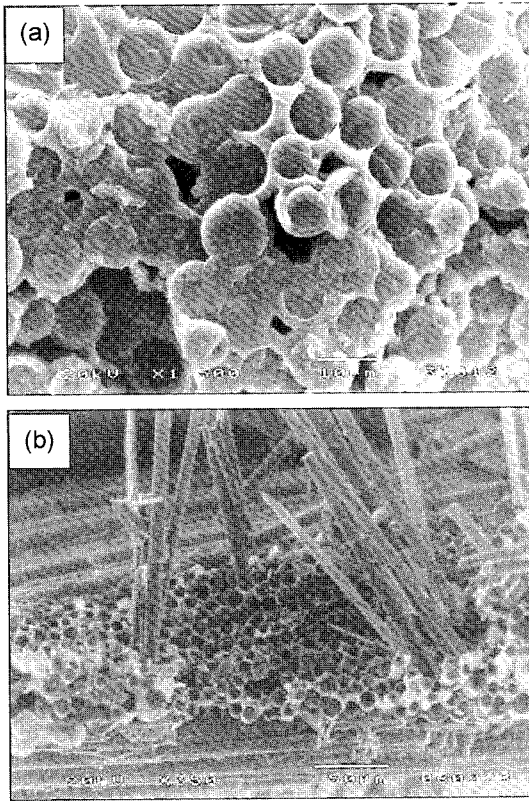


Fig. 6. SEM microstructures for the fracture surfaces of Tyranno-SA/SiC composites with the interphase thickness of (a) 150 and (b) 300 nm.

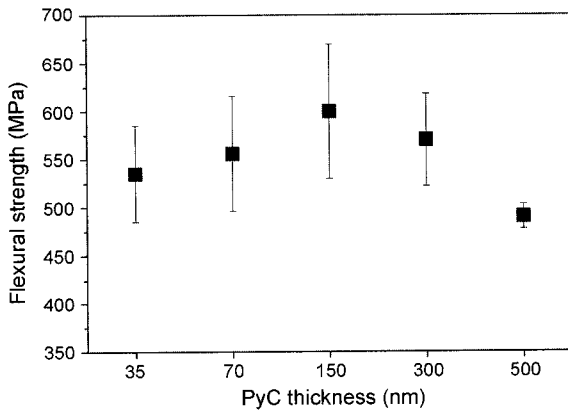


Fig. 7. Flexural strength of Tyranno-SA/SiC composites as a function of the interphase thickness.

에 두께를 가능한 최소화할 필요가 있다.

3.2. 이온조사를 이용한 SiC의 조사손상 평가

이온 조사된 SiC의 경도와 탄성계수의 결과를 시편 표면으로부터의 깊이의 함수로 Fig. 8에 나타내었다. 조사 손상 분포와의 관계를 표현하기 위해 TRIM 코드로 계산한 손상분포와 경도, 탄성계수 결과를 동시에 나타내었

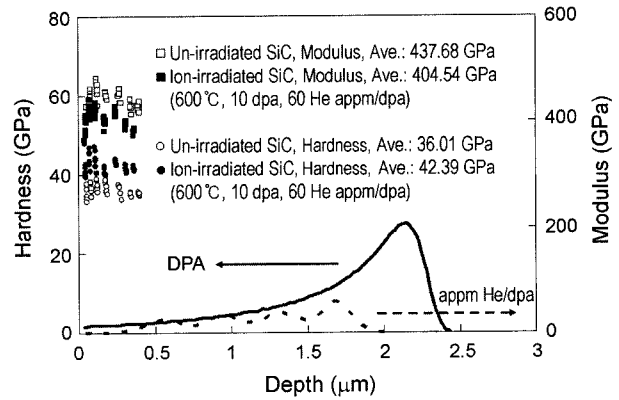


Fig. 8. Hardness and elastic modulus of CVD SiC before and after ion irradiation.

다. 경도와 탄성계수는 압입깊이 50~400 nm에서 결정하였고, 각 결과를 평균하여 평가하였다. Fig. 8은 여러 조사조건 중 600°C에서 $Si^{2+} + He^+$ 이온을 동시에 조사하여 SiC의 경도와 탄성계수 변화 결과다. 경도는 비조사재에 비해 증가하였고, 탄성계수는 감소하는 경향을 보였다. 탄성계수가 감소하면서 경도가 증가하는 결과로부터 조사에 의해 SiC의 취성이 증가하지 않을 것이라고 예측할 수 있다. 최근의 연구 보고에 따르면 조사 후 고순도 SiC의 파괴인성이 증가하는 결과가 보고되고 있다.^{13,14)} Fig. 9는 중성자 및 이온조사 후 SiC의 경도와 탄성계수의 변화를 비교한 결과다. Si^{2+} 이온 조사에 의한 경도와 탄성계수의 변화는 중성자 조사 결과와 거의 유사한 거동을 보였다. 조사 후 증가하는 경향을 보이는 SiC의 경도는 조사온도와 조사 손상량에는 거의 영향을 받지 않았다. 고순도, 고결정 SiC는 제조과정 중 생성된 적층결함(stacking fault) 이외에는 내부 결함을 거의 갖고 있지 않지만, 본 연구에서 수행한 400 - 1000°C 조사온도 범위에서는 점결함 혹은 점결함 집합체(point defects & point defect cluster)가 주요한 조사결함으로 생성된다. 이런 점결함 집합체의 생성은 압입에 의해 생성되는 전위(dislocation)의 이동을 방해하고, 경도증가의 원인으로 보고되고 있다.^{13,14)} 한편 SiC의 탄성계수는 조사에 의해 감소하는 경향을 보였고, 조사온도에 큰 영향을 받았다. 약 300°C 이하의 저온 조사에서는 큰 감소를 보였으며, 조사에 의한 SiC 조직의 비정질화(amorphization)가 그 원인이다.¹⁵⁾ 400°C 이상의 조사 온도에서는 탄성계수의 감소 정도가 줄어들고 있으며, 점결함 집합체 생성에 의한 팽윤과 격자간 거리 증가가 탄성계수 감소의 원인으로 생각된다.¹⁶⁾ 그리고 1000°C 이상에서 조사된 SiC의 탄성계수는 비조사재의 탄성계수 값으로 돌아왔다.

고순도, 고결정 SiC는 극한 조사환경에서 강도 저하는 없고, 오히려 증가하는 거동을 보였다. 또한 최근의 연구에 따르면 Tyranno-SA 섬유와 CVI 기지상으로 이루어진

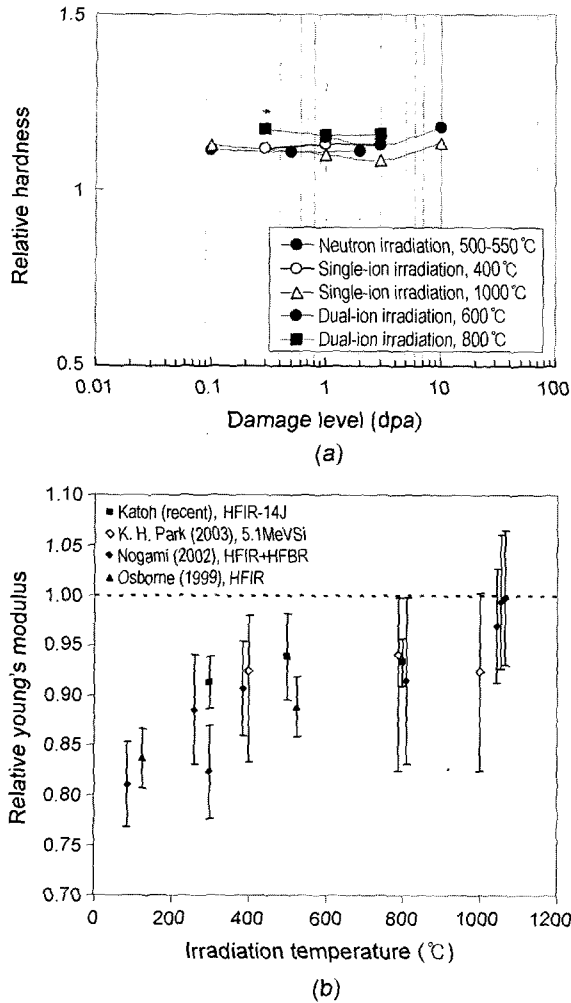


Fig. 9. (a) Relative hardness and (b) Young's modulus of SiC after ion and neutron irradiation. The neutron irradiation data were cited in the references.^{14,17)}

SiC_f/SiC 복합체는 10 dpa 이상의 중성자 조사 하에서도 강도변화가 거의 없는 것으로 확인되고 있다. 이와 같은 SiC의 탁월한 내방사선 특성으로부터 CVI 공정에 의한 고순도, 고결정 기지상의 SiC_f/SiC 복합체 개발이 진행되고 있고, 차세대 원자로 재료연구의 핵심이 되고 있다.

4. 결 론

기지상의 채움공정 전에 SiC whisker를 SiC 섬유 프리폼 내에 성장시키는 WA-CVI 공정의 적용을 통해 일반적인 CVI 공정에 비해 빠른 치밀화 속도를 얻을 수 있었다. WA-CVI 공정은 CVI 공정시간의 단축과 더불어 거대 잔류기공의 양과 크기를 줄임으로써 SiC_f/SiC 복합체의 열전도도, 파괴강도, 기지상 파괴거동 및 층간 기계적 특성 등의 향상을 가져올 수 있을 것으로 기대된다. 이온조사를 통한 SiC의 조사손상 모의 연구를 통해 중성자 조사

손상의 경우와 유사한 평가결과를 얻을 수 있었으며, 고순도, 고결정성 SiC는 10 dpa 정도의 조사량에서는 특성 변화가 거의 없는 것으로 확인되었다. SiC계의 장섬유 강화 세라믹스 복합재료는 일반 산업 분야의 필드테스트 등을 통해 우수한 성능을 발휘하는 것으로 나타나고 있으며 일부는 이미 실용화도 이루어지고 있다. 원자력 분야의 응용에 있어서도 그 동안의 기술개발을 통해 SiC_f/SiC 복합체의 일부 특성들은 실증 핵융합로 등에서 요구하는 수준을 만족하고 있지만, 열전도도, 가스 기밀성, 핵종변환 영향, 접합기술, 원자로 운전환경에서의 장기간 화학적 양립성, 고조사량 하에서의 내방사선 특성, 데이터 베이스의 확보 등에 있어 많은 연구가 필요하다. 산업구조의 고도화는 보다 혹독한 환경에서 사용이 가능한 소재를 요구하게 된다. 국내에서도 우주항공 기술개발, 에너지 효율의 극대화, 환경에 대한 관심 증대, 제4세대 원자로의 건설 추진, ITER 참여 등으로 고성능 세라믹스 복합재료에 대한 필요성이 증대될 것으로 여겨진다.

REFERENCES

1. Generation IV Nuclear Energy Systems Ten-Year Program Plan, US DOE-NE, March 2005, [http://gen-iv.ne.doe.gov/documents/gen_iv_program_plan\(public\).pdf](http://gen-iv.ne.doe.gov/documents/gen_iv_program_plan(public).pdf).
2. L. Giancarli, H. Golfier, S. Nishio, R. Raffray, C. Wong, and R. Yamada, "Progress in Blanket Designs Using SiC_f/SiC Composites," *Fus. Eng. Des.*, **61-62** 307-18 (2002).
3. G. Baccaglioni *et al.*, "Very High Temperature Reactor (VHTR), Survey of Materials Research and Development Needs to Support Early Deployment," INEEL/EXT-03-00141, Idaho National Laboratory, Idaho Falls, 2003.
4. W. Hoeffelner, "High Temperature Materials-The Challenge for Future Advanced Gas Cooled Reactors," pp. 380-87 in Proceedings of ICAPP '04, Pittsburgh, USA, 2004.
5. W. Schenk and H. Nabelek, "High-Temperature Reactor Fuel Fission Product Release and Distribution at 1600 and 1800°C," *Nucl. Tech.*, **96** 323-36 (1991).
6. Annual Book of ASTM Standard, "Neutron Radiation Damage Simulation by Charged-Particle Irradiation," ASTM, 12.02, E521-83, 233-58.
7. S. M. Kang, J. Y. Park, W.-J. Kim, S. G. Yoon, and W. S. Ryu, "Densification of SiC_f/SiC Composite by the Multi-Step of Whisker Growing and Matrix Filling," *J. Nucl. Mater.*, **329-333** 530-33 (2004).
8. A. Kohyama, Y. Katoh, M. Ando, and K. Jimbo, "A New Multiple Beams Material Interaction Research Facility for Radiation Damage Studies in Fusion Materials," *Fus. Eng. Des.*, **51-52** 789-95 (2000).
9. J. F. Ziegler, J. P. Biersack, and U. Littmark, "The Stopping and Range of Ions in Solids," Vol. 1, pp. 233-63, Pergamon Press, New York (1985).
10. W. C. Oliver and G. M. Pharr, "An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments," *J. Mater.*

- Res.*, **7** [6] 1564-83 (1992).
11. K. H. Park, S. Ikeda, T. Hinoki, and A. Kohyama, "Influence of Ion Irradiation on the Mechanical and Fracture Behavior of SiC for Core Component in Advanced Nuclear Reactors," Paper 5468 in Proceedings of ICAPP '05, Seoul, Korea, 2005.
 12. W. Yang, T. Noda, H. Araki, J. Yu, and A. Kohyama, "Mechanical Properties of Several Advanced Tyranno-SA Fiber-Reinforced CVI-SiC Matrix Composites," *Mater. Sci. Eng. A*, **345** 28-35 (2003).
 13. K. H. Park, Y. Katoh, H. Kishimoto, and A. Kohyama, "Evaluation of Dual-Ion Irradiated β -SiC by Means of Indentation Methods," *J. Nucl. Mater.*, **307-311** 1187-90 (2002).
 14. M. C. Osborne, J. C. Hay, L. L. Snead, and D. Steiner, "Mechanical- and Physical-Property Changes of Neutron-Irradiated Chemical-Vapor-Deposited Silicon Carbide," *J. Am. Ceram. Soc.*, **82** [9] 2490-96 (1999).
 15. L. L. Snead and J. C. Hay, "Neutron Irradiation Induced Amorphization of Silicon Carbide," *J. Nucl. Mater.*, **273** 213-20 (1992).
 16. T. Iseki, T. Yano, and H. Miyazaki, "X-Ray Line Broadening in Neutron Irradiated Silicon Carbide," *J. Nucl. Mater.*, **191-194** 588-91 (1992).
 17. Y. Katoh and L. L. Snead, "Strength and Elastic Modulus of Neutron-Irradiated Cubic Silicon Carbide"; pp. 33-43 in Fusion Materials Semiannual Progress Report, DOE/ER-0313/36, 2004.