



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사학위논문

4H-SiC 표면의 극성 및 오프컷 각도에
따른 다이아몬드 성장거동 연구

지도교수 임 영 수



2025년 8월

국립부경대학교 대학원

스마트그린기술융합공학과

우 기 열

공학석사학위논문

4H-SiC 표면의 극성 및 오프컷 각도에
따른 다이아몬드 성장거동 연구

지도교수 임 영 수

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함.

2025년 8월

국립부경대학교 대학원

스마트그린기술융합공학과

우 기 열

우기열의 공학석사 학위논문을 인준함.

2025년 8월 22일



위 원 장 공학박사 백 강 준 (인)

위 원 공학박사 신 윤 지 (인)

위 원 공학박사 임 영 수 (인)

목 차

그림 목차	iii
표 목차	vi
Abstract	vii
I. 서론	1
1. 연구 배경	1
2. 연구 목표	5
II. 이론적 배경	6
1. 다이아몬드의 개요	6
2. 다이아몬드의 성장법	12
1) 고압·고온 성장법 (High pressure-high temperature)	12
2) 마이크로파 플라즈마 화학기상증착법 (Microwave plasma CVD) ..	15
3. 동종 및 이종 기판에서의 다이아몬드 성장	18
4. 4H-SiC의 결정 구조와 극성	22
5. 다이아몬드 성장을 위한 전처리 기술 (Roughening)	30
III. 실험 방법	35

1. 기관 준비 및 전처리	35
2. 다이아몬드 성장 및 분석	38
IV. 결과 및 토론	43
1. 전처리에 의한 기관 표면 형상 및 다이아몬드 결정질 분석	43
1) OM과 FE-SEM을 이용한 표면 이미지 분석	43
2) AFM을 이용한 표면 거칠기(RMS) 분석	47
3) X-Ray Diffraction을 이용한 결정질 분석	51
4) Raman spectroscopy를 이용한 다이아몬드 및 G 피크 분석	55
2. TEM을 이용한 다이아몬드/4H-SiC의 계면 특성 분석	59
3. Hall effect 측정을 통한 전기적 특성 평가	63
V. 결론	66
VI. 참고 문헌	69

그림 목 차

Fig. 1. Diamond cubic unit cell	9
Fig. 2. Power device performance of semiconductor materials	10
Fig. 3. Schematic diagram of the HPHT method for diamond growth	13
Fig. 4. Phase diagram of the carbon	14
Fig. 5. MPCVD system showing the mechanism of reaction and diamond growth	17
Fig. 6. Lateral area expansion in Si and SiC crystal growth and area reduction in single crystal diamond due to facet-dominant growth behavior	20
Fig. 7. Various diamond hetero-growth approaches for single crystal diamond using (a) Ir/Sapphire and (b) Ir/YSZ/Si substrates	21
Fig. 8. 4H-SiC crystal structure	25
Fig. 9. Comparison of hardness between Si-face and C-face of 4H-SiC measured by nanoindentation	27
Fig. 10. Fracture toughness difference between Si-face and C-face of 4H-SiC evaluated by crack length analysis in nanoindentation	28

Fig. 11. Difference in activation energy between Si-face and C-face of 4H-SiC estimated from thermal oxidation rate	29
Fig. 12. Surface morphology of 4H-SiC substrates: (a, d, g) mirror-like; (b, e, h) diamond powder grinding; (c, f, i) groove engraving	33
Fig. 13. Surface morphology of diamond grown on 4H-SiC C-face substrates: (a) without roughening; (b) after ultrasonication using diamond powder and ethanol, followed by 30 min of diamond growth	34
Fig. 14. Schematic of ultrasonication using diamond powder and ethanol in a beaker for 4H-SiC substrate roughening	37
Fig. 15. (a) Schematic diagram of the MPCVD chamber structure; (b) Mechanism of diamond growth through CH ₄ dissociation	40
Fig. 16. Photograph of the MPCVD system (SDS5250M, SEKI DIAMOND, Japan) used for diamond growth	41
Fig. 17. Photograph of the diamond growth process inside the MPCVD chamber	42
Fig. 18. OM and SEM surface morphology of 4H-SiC substrates before (a, c) and after (b, d) roughening	45
Fig. 19. Surface morphology of diamond grains on 4H-SiC according to polarity (Si-face and C-face) and off-cut angles (0° and	

4°)	46
Fig. 20. AFM images comparison of 4H-SiC surface before and after roughening	49
Fig. 21. Surface roughness (RMS) comparison of 4H-SiC substrates before and after roughening	50
Fig. 22. XRD patterns of diamond grown on Si-face and C-face of 4H-SiC substrates with different off-cut angles	53
Fig. 23. FWHM comparison of diamond (111) peaks depending on substrate polarity and off-cut angle	54
Fig. 24. Raman spectra of diamond grown on 4H-SiC substrates with different polarities and off-cut angles	57
Fig. 25. FWHM comparison of diamond peaks (1332 cm ⁻¹) depending on substrate polarity and off-cut angle	58
Fig. 26. Cross-sectional TEM images and FFT patterns showing the interfacial structure of diamond grown on Si-face 4H-SiC substrates with 0° and 4° off-cut angles	61
Fig. 27. Cross-sectional TEM images and FFT patterns showing the interfacial structure of diamond grown on C-face 4H-SiC substrates with 0° and 4° off-cut angles	62
Fig. 28. Carrier concentration and mobility of diamond on C-face of 4H-SiC with 0° and 4°, evaluated by Hall measurements	65

표 목 차

Table. 1.	Major properties of wide-bandgap semiconductors	11
Table. 2.	Lattice mismatch and thermal expansion difference between diamond and hetero substrates	26
Table. 3.	Conditions of the ultrasonication roughening	36
Table. 4.	Conditions of the diamond growth using MPCVD system ·	39



Effect of surface polarity and off-cut angle of 4H-SiC on Diamond growth
behavior

Ki Yeol Woo

Department of Smart Green Technology Engineering, The Graduate School,
Pukyong National University

Abstract

In this study, we investigated the effects of surface polarity and off-cut orientation of 4H-SiC substrates on the growth behavior and interfacial characteristics of diamond layers grown by microwave plasma chemical vapor deposition (MPCVD). Owing to its ultra-wide bandgap (~ 5.5 eV) and superior thermal conductivity (~ 2000 W/m \cdot K), diamond is a highly promising material for high-power and high-frequency electronic applications.

However, limitations in homo-growth of diamond, substrate scalability and cost have driven interest in alternative substrate materials with favorable lattice compatibility and thermal properties. Among them, 4H-SiC offers a relatively low lattice mismatch ($\sim 18.2\%$) and high thermal and chemical stability.

In this work, N-type 4H-SiC substrates with 0° and 4° off-axis orientations were prepared using both Si-face and C-face surfaces. Prior to growth, surface roughening was conducted through ultrasonic agitation in a solution of diamond powder ($170\text{--}250\ \mu\text{m}$) dispersed in ethanol. Diamond growth was carried out using MPCVD at 1150°C , 5 kW power, 120 Torr pressure, and 6%

of CH₄/H₂ for 1 hour.

Atomic Force Microscopy (AFM) and Optical Microscope (OM) confirmed that the C-face exhibited higher RMS surface roughness compared to the Si-face after roughening. Field-Emission Scanning Electron Microscopy (FE-SEM) revealed that diamond grains on the C-face were smaller but uniform, while those on the Si-face were larger with lower density. X-ray Diffraction (XRD) confirmed diamond crystallinity across all samples. The sharpest (111) peak was observed on the C-face with a 4° off-cut, suggesting improved crystal quality. Raman spectroscopy identified a G peak (~1520 cm⁻¹) on the Si-face, indicating the presence of a diamond-like carbon (DLC) interfacial layer. Transmission Electron Microscopy (TEM) – Fast Fourier Transform (FFT) patterns demonstrated polycrystalline features for all samples, but distinct diffraction spots on the 4° C-face implied locally better-aligned crystallites, supporting the XRD results. Hall effect measurements were performed only on the C-face samples due to the continuous diamond coverage; further validation is needed, and the electrical characteristics of the Si-face samples with interfacial DLC layers will be explored in subsequent studies.

Conclusively, it clearly demonstrates that the surface polarity of 4H-SiC significantly affects the diamond growth mechanism. Nevertheless, the correlation between surface roughness (RMS) and growth behavior was not directly established in this study, suggesting the need for more quantitative and systematic investigation in future work.

Key words: Diamond, Hetero growth, MPCVD, 4H-SiC, Polarity, Roughening, AFM, OM, FE-SEM, XRD, Raman spectroscopy, TEM, Hall effect

I. 서론

1. 연구 배경

다이아몬드는 매우 넓은 밴드갭(~ 5.5 eV), 높은 전자 이동도($\sim 4,500$ $\text{cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$)와 항복 전계(~ 10 MV/cm), 그리고 우수한 열전도도($\sim 2,000$ W/m·K)를 갖는 대표적인 초광대역 갭 반도체(Ultra-Wide Bandgap, UWBG)로서, 고전력·고주파·고온의 환경에서 빠른 동작이 요구되는 차세대 전력 소자에 적합한 물성을 지닌다[1-3]. 특히 GaN, SiC 등 기존 WBG 반도체 소재와 비교할 때 다이아몬드는 탁월한 물성을 갖고 있어, 동일한 전압 조건에서 더욱 높은 집적화 및 소형화된 고성능 전력 소자 실현이 가능하다[4]. 이러한 다이아몬드의 전자소자 응용 가능성은 이미 60 여년 전부터 연구되어 왔으며, 최근에는 성장 기술의 발전에 따라 실제 소자 제작을 위한 기술적 기반이 확대되고 있다[5].

그러나 자연에서 생성되는 다이아몬드는 지구 상부 맨틀 부근에서 약 5-6 GPa의 고압과 900~1,400 °C의 고온 환경에서 금속성 용융물 내에서 오랜 시간에 걸쳐 자연적으로 형성된다[6]. 일반적인 소재와 달리 액상 기반의 성장이 현실적으로 어려우며, 동종 성장 시에는 우세한 결정 방향으로 우선적으로 성장하면서 오히려 면적이 점점 좁아지는 경향이 나타난다[7]. 이러한 한계는 다이아몬드 단결정 웨이퍼의 대면적화에 기술적 제약을 초래하며, 결과적으로 Si, SiC, GaN 등 다른 반도체 소재에

비해 다이아몬드 단결정 성장 및 웨이퍼화 기술은 상대적으로 더딘 진전을 보이고 있다.

이러한 배경 속에서, 이중기판을 활용한 다이아몬드 성장 기술이 대안으로 주목받고 있으며, 다양한 기판을 기반으로 한 성장 연구가 활발히 진행되고 있다. 다이아몬드와 격자 불일치율(lattice mismatch)이 약 7.1%로 매우 작은 이리듐(Ir)은 다이아몬드를 위한 최적의 기판 중 하나로 간주된다. 이러한 특성을 기반으로, Schreck 등은 Ir/YSZ/Si 기판 위에서 92 mm 크기의 단결정 다이아몬드 성장에 성공하였으며, 해당 시료의 X선 회절곡선의 FWHM(Full Width at Half Maximum, 반치폭)은 (004)에서 230 arcsec, (311)에서 432 arcsec으로 보고하였다[8]. 이외에도 Schreck 연구팀은 이온 빔 조사에 기반한 매립 횡방향 성장(Ion Bombardment Induced Buried Lateral Growth; IBI-BLG) 메커니즘을 제시하며, 초기 탄소 층 내에서 단일 핵 생성 후 횡방향으로 수 마이크로미터 이상 확장되는 단결정성 다이아몬드 성장을 설명하였다. 해당 메커니즘을 통해 직경 약 90 mm, 무게 155캐럿의 단결정 다이아몬드 웨이퍼 형성이 가능함을 실험적으로 입증하였다.

또한, Kim 등은 Ir/MgO 기판 위에서 성장한 다이아몬드의 XRC (004) 피크의 FWHM이 252 arcsec에 도달함을 보고하였고, 이 때, microneedle(Kenzan) 공정을 통해 기판으로부터 손상 없이 박리(delamination)를 실현하였다[3]. 그러나 이리듐은 단결정 기판 자체의 제조 난이도와 희소성으로 인해 매우 고가이며, 산업적 규모의 상용화에는 큰 제약이 따른다. 이에 따라 Kim의 연구팀에서는 보다 현실적인 대안으

로 대면적 고품질 사파이어 기판을 활용한 새로운 성장 플랫폼을 제안하였다. 이들은 (1120) A-plane 사파이어 기판에 이리듬을 버퍼층으로 스퍼터링한 후, 기판을 [1100] 방향으로 7° 기울여 step-flow 방식으로 2인치 크기의 고품질 (001) 단결정 다이아몬드 층을 성장시켰다. 특히, microneedle 공정을 사용하지 않고도 기판으로부터 균열 없이 자연 박리를 유도하는 데 성공하였으며, 성장된 다이아몬드의 XRC FWHM 값은 (004)에서 98.35 arcsec, (311)에서 175.3 arcsec으로, 이중 기판 위의 다이아몬드 성장 사례 중 가장 우수한 결정성을 나타냈다[3].

이와 같은 연구들은 이리듬 기반 성장 시스템의 한계를 극복할 수 있는 새로운 기판 설계 전략의 필요성을 뒷받침하며, 상업적 활용을 위한 고효율·저비용 다이아몬드 성장 기술 개발에 중요한 이정표를 제공한다. 이에 따라 다양한 이중기판이 대안으로 제시되는 가운데, 4H-SiC는 탄소 원자를 포함하고 있어 다이아몬드와 화학적으로 유사하며, 격자 상수 불일치율이 약 18.2%로 비교적 낮은 편이고, 열팽창 계수(thermal expansion coefficient) 역시 두 소재 간 차이가 크지 않아 다이아몬드 성장에 유리한 조건을 제공한다[9]. 이러한 특성으로 인해 4H-SiC는 안정적인 다이아몬드 성장을 위한 유망한 기판으로 간주된다[9, 10].

4H-SiC는 극성(polarity)에 따라 Si-face와 C-face로 구분되며, 각 극성은 표면 에너지, 활성화 에너지뿐만 아니라 가공 및 연마 속도와 같은 표면 반응성에서도 뚜렷한 차이를 보인다[11, 12]. 또한, 4° 오프컷 4H-SiC 기판 위 동중예피택시 성장 실험에서 원자 단위의 계단 구조로 인해 결정 성장 시 핵 생성 밀도 증가와 방향성 유지에 유리한 조건을 제공한다.

이러한 구조적 이점은 성장층의 표면 거칠기 감소와 결정 결함 억제에도 효과적이며, 실제로 Kimoto 등은 균일한 계단 배열이 낮은 결함 밀도의 고품질 SiC 성장에 유리하다고 보고하였다[13]. 마찬가지로, 4° 오프컷 기판을 이용한 동중에피택시 성장 실험을 수행한 Leone 등은 표면 형상과 결함의 감소를 확인하였다[14]. 이러한 기판 조건은 다이아몬드의 이중 성장에도 긍정적인 영향을 줄 수 있을 것으로 기대되며, 본 연구에서는 4° 오프컷이 적용된 4H-SiC 기판을 선택하여 다이아몬드 성장 특성을 분석하고자 하였다.

본 연구에서는 4H-SiC 기판의 Si-face 및 C-face 에 대해 각각 0° 및 4° 오프컷(off-cut) 조건을 설정하고, 마이크로파 플라즈마 화학기상증착법(MPCVD)을 이용하여 다이아몬드 박막을 성장시켰다. 또한, 기판 전처리 여부에 따른 표면 상태, 다이아몬드 결정 품질 및 두께, 그리고 계면 특성을 분석하여, 4H-SiC 의 극성과 오프컷 각도에 따른 다이아몬드 성장 거동을 규명하고자 하였다.

2. 연구 목표

다이아몬드는 탁월한 전기적·열적 특성으로 인해 차세대 전력 소자의 소재로 주목받고 있지만, 단결정 성장의 어려움과 기판 선택의 제약으로 인해 대면적화에는 여전히 기술적 장벽이 존재한다[7]. 이러한 한계를 극복하기 위한 대안으로 이중기판을 활용한 성장 연구가 활발히 진행되고 있으며, 그 중 4H-SiC는 화학적 유사성 및 구조적 정합성을 바탕으로 유력한 대안 기판으로 부상하고 있다[10, 15]. 특히 기판의 극성(Si-face, C-face)과 오프컷 각도(0° , 4°)는 다이아몬드의 핵 생성 밀도, 성장 속도, 결정성 등에 중대한 영향을 미치는 요소로 인식되고 있다[3, 9, 10, 16].

이에 본 연구에서는 4H-SiC 기판의 극성과 오프컷 각도에 따른 다이아몬드 성장 거동의 차이를 정량적으로 분석하고자 한다. 이를 위해 MPCVD를 이용해 다양한 조건의 기판 위에 다이아몬드를 성장시키고, 전처리 여부에 따른 표면 형상 및 성장된 다이아몬드의 결정 품질, 두께, 계면 구조 등을 종합적으로 분석하였다. 이러한 결과를 바탕으로, 기판의 조건에 따라 달라지는 성장 거동을 해석하고, 향후 안정적이고 재현성 있는 다이아몬드 성장 공정 확립을 위한 기초 데이터를 제시하고자 한다.

II. 이론적 배경

1. 다이아몬드의 개요

다이아몬드는 탄소 원자들이 sp^3 혼성궤도로 정사면체 구조를 이루며 강한 공유결합을 갖는 결정성 탄소 물질이다. 이러한 구조적 특성은 다이아몬드가 극도로 뛰어난 물리적, 열적, 전기적 특성을 갖게 만드는 기초가 된다. Fig. 1은 다이아몬드의 입방결정구조를 나타내며, 각 탄소 원자가 정사면체 형태로 네 개의 인접 원자와 sp^3 결합을 형성하는 구조임을 보여준다.

다이아몬드는 약 5.5 eV에 이르는 매우 넓은 밴드갭을 가지며, 이는 실리콘(Si, 1.1 eV), 탄화규소(4H-SiC, 3.2 eV), 질화갈륨(GaN, 3.4 eV), 산화갈륨(β -Ga₂O₃, 4.8 eV) 등 기존 반도체 소재보다 월등히 높은 수치이다. 넓은 밴드갭은 고온에서도 전도대의 전자가 쉽게 들뜰 수 없게 하여, 고온 환경에서의 낮은 누설 전류 및 고신뢰성 동작을 가능하게 한다. 이로 인해 다이아몬드는 고온·고전압 환경에서도 안정적으로 작동할 수 있는 고내열성 반도체 소재로 분류되며 우주선(cosmic ray)과 같은 고에너지 입자에 대해서도 강한 내성을 지니는 우수한 방사선 내성(radiation hardness)을 갖추고 있다. 이는 우주항공, 원자력, 군사 분야와 같이 고방사선 환경에서 동작이 요구되는 전력 소자에 적합한 소재로서 다이아몬드를 더욱 매력적으로 만든다[1-3].

최근 전력 반도체 산업에서는 소자의 고집적화 및 소형화, 고전력 동작,

높은 스위칭 주파수에 대한 요구가 급격히 증가하고 있다. 반도체 소자의 채널 길이 및 활성층 두께가 줄어들수록 동일한 전압 인가 시 단위 면적당 전기장 강도는 기하급수적으로 증가하게 되며, 이는 소재 항복(breakdown)과 신뢰성 열화를 초래할 수 있다. 그러나 다이아몬드는 약 10 MV/cm의 항복 전계를 가지고 있어, 얇은 두께에서도 높은 전압을 견딜 수 있으며 동시에 온저항(on-resistance)을 낮출 수 있어 고효율, 고전압 소형 전력 소자에 매우 유리하다. Fig. 2는 대표적인 반도체 소재들 간의 항복 전계와 단위 면적당 온저항사이의 관계를 로그 스케일로 나타낸 그래프이다[17]. 이 그래프는 전력 소자의 성능을 직관적으로 비교할 수 있는 지표로 활용되며, 그래프에서 오른쪽 아래로 위치할수록 이상적인 특성을 의미한다. 다이아몬드는 극도로 낮은 온저항과 높은 항복 전압을 동시에 만족하여 그래프의 최우측 하단에 위치하고 있으며, 이는 다이아몬드가 전력 반도체 소재 중 가장 이상적인 특성을 가짐을 명확히 보여준다. 또한, 약 $4500 \text{ cm}^2 / \text{V} \cdot \text{s}$ 의 전자 이동도, 약 $3800 \text{ cm}^2 / \text{V} \cdot \text{s}$ 에 달하는 정공 이동도를 갖는 다이아몬드는 스위칭 손실이 적고 응답 속도가 빠른 고주파 동작이 가능한 전자 소자에도 적합하며, 약 $22 \text{ W/cm} \cdot \text{K}$ 의 열전도도를 갖기에 고전력 소자에서 열이 집중적으로 발생하는 영역의 열 분산 및 냉각 효율 향상에 크게 기여할 수 있고 복잡한 냉각 설계를 단순화하거나 방열 부품의 크기를 최소화하는 데 핵심적인 역할을 한다.

이러한 물성들을 요약하여 비교한 Table. 1은 Si, 4H-SiC, GaN, β -Ga₂O₃, 다이아몬드의 밴드갭, 전자 이동도, 항복 전계, 열전도도 등의

핵심 물성치를 표 형태로 비교한 것이다. 이 표를 통해 다이아몬드가 여러 물성 항목에서 전통적 및 차세대 반도체 소재들을 월등히 상회함을 시각적으로 확인할 수 있다[1, 5].

이와 같은 이유로 다이아몬드는 전력 반도체 소자의 이상적 소재로 평가되며, 특히 극한 환경에서의 응용 가능성이 높은 우주항공, 원자력, 군사 및 고온 공정 제어 등 다양한 분야에서 그 활용 가능성이 집중적으로 연구되고 있다. 다이아몬드는 이처럼 “궁극의 반도체 소재”로 불릴 정도로 탁월한 물성을 지녔지만, 여전히 넘어야 할 기술적 난제도 존재한다. 그 중 대표적인 문제는 단결정 다이아몬드의 대면적화이다.

다이아몬드는 1950년대 고압·고온법 (High pressure-high temperature)을 시작으로, 1980년대 이후 CVD 기반의 합성 기술이 등장하면서 그 물성과 품질이 비약적으로 향상되었으나, 여전히 GaN, SiC 대비 대면적 웨이퍼 생산 기술은 미흡한 상태이며, 이는 상용화의 가장 큰 장애 요소로 작용하고 있다.

따라서, 다이아몬드는 전력반도체 시장에서 차세대 핵심 소재로 주목받음과 동시에, 아직 많은 기술적 발전과 응용 기반 연구가 필요한 고부가가치 전략 소재로 분류된다고 할 수 있다.

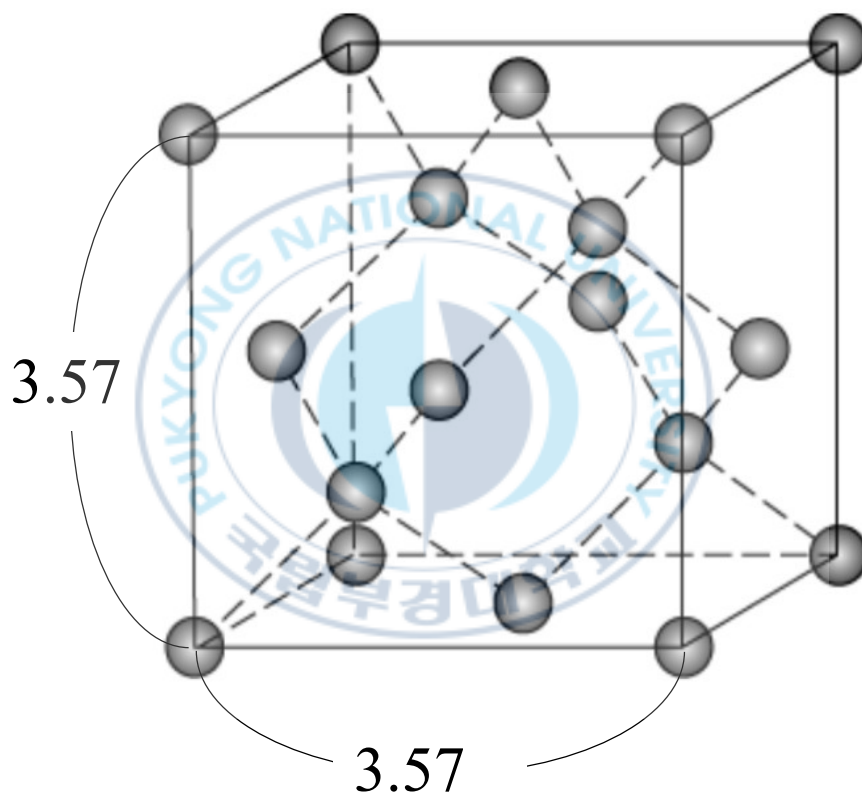


Fig. 1. Diamond cubic unit cell

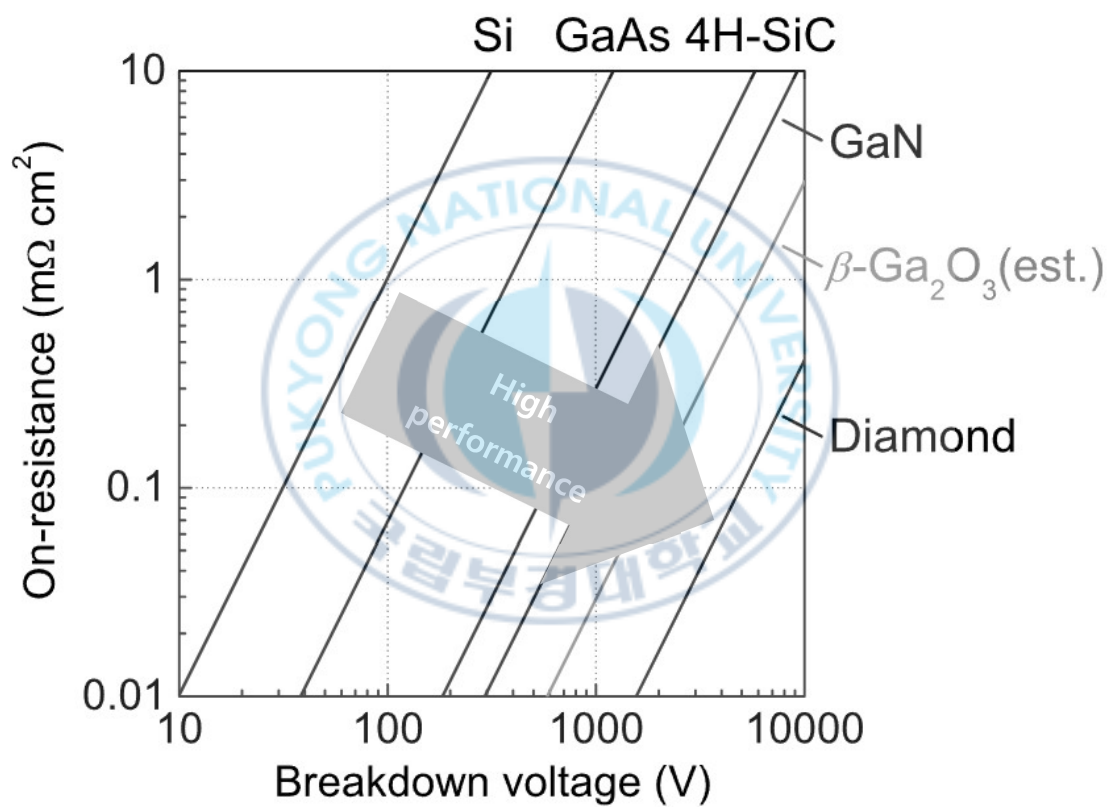


Fig. 2. Power device performance of semiconductor materials [17]

반도체 재료	NBG	WBG (> 2 eV)		UWBG (> 4 eV)	
	Si	4H-SiC	GaN	β -Ga ₂ O ₃	Diamond
밴드갭 at RT [eV]	1.1	3.2	3.4	4.8	5.5
전자 이동도 [cm ² /V·s]	1,400	1,000	1,200	300	4,500
항복 전계 [MV/cm]	0.3	2.5	3.3	8	10
열 전도도 [W/cm·K]	1.3	4.9	1.5	0.14	22

Table. 1. Major properties of wide-bandgap semiconductors [1, 5]

2. 다이아몬드의 성장법

1) 고압·고온 성장법 (High pressure-high temperature)

고압·고온 성장법(HPHT)은 지구 맨틀 내에서 천연 다이아몬드가 형성되는 환경을 모사하여, 5~6 GPa의 고압과 1300~1600 °C의 고온 조건에서 금속 촉매(Fe, Ni, Co 등) 내에 탄소를 용해시켜 다이아몬드를 성장시키는 방식이다. 이 공정은 비교적 빠른 성장 속도와 높은 수율을 보장하며, 산업용 합성 다이아몬드의 대량생산에 널리 사용되어 왔다. 이 공정의 기본 원리를 도식화한 개략적인 HPHT 성장 모식도를 Fig. 3에 나타내었다[2]. 그러나 금속 용매의 사용으로 인해 불순물(특히 N, Fe 계열)의 혼입 가능성이 존재하며, 전력 소자용 고품질 단결정 다이아몬드 제조에는 한계가 있다. 이러한 불순물로 인해 소자의 전기적 신뢰성 확보가 어렵고, 대면적 웨이퍼화(scale-up) 측면에서도 기술적 제약이 크다. 이로 인해, 최근에는 불순물 농도와 결정 품질을 보다 정밀하게 조절할 수 있는 화학기상증착법(CVD) 기반의 공정이 각광받고 있다. Fig. 4는 탄소의 상평형도를 나타낸 그림으로, 압력과 온도 조건에 따라 다이아몬드, 흑연, 액체, 기체 등 다양한 상이 존재하는 영역을 구분할 수 있다[5]. 이 그림에서 A 영역은 다이아몬드가 열역학적으로 안정하게 성장 가능한 고압·고온 영역이고 B 영역은 촉매 금속 내 탄소 용해를 통해 다이아몬드를 성장시키는 조건을 의미한다. 반면, CVD 공정은 점선으로 표시된 상대적으로 매우 낮은 압력과 낮은 온도 조건에서 이루어지며, 이 영역은 열역학적으로 흑연이 안정상인 조건이지만, 메틸 라디칼과 수소 라디칼을 통해 다이아몬드가 선택적으로 성장하도록 반응 환경이 조절된다.

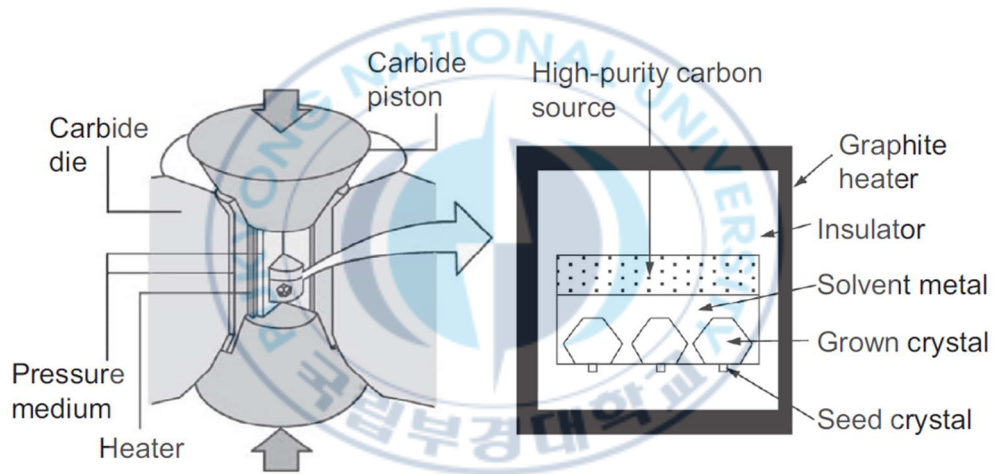


Fig. 3. Schematic diagram of the HPHT method for diamond growth [2]

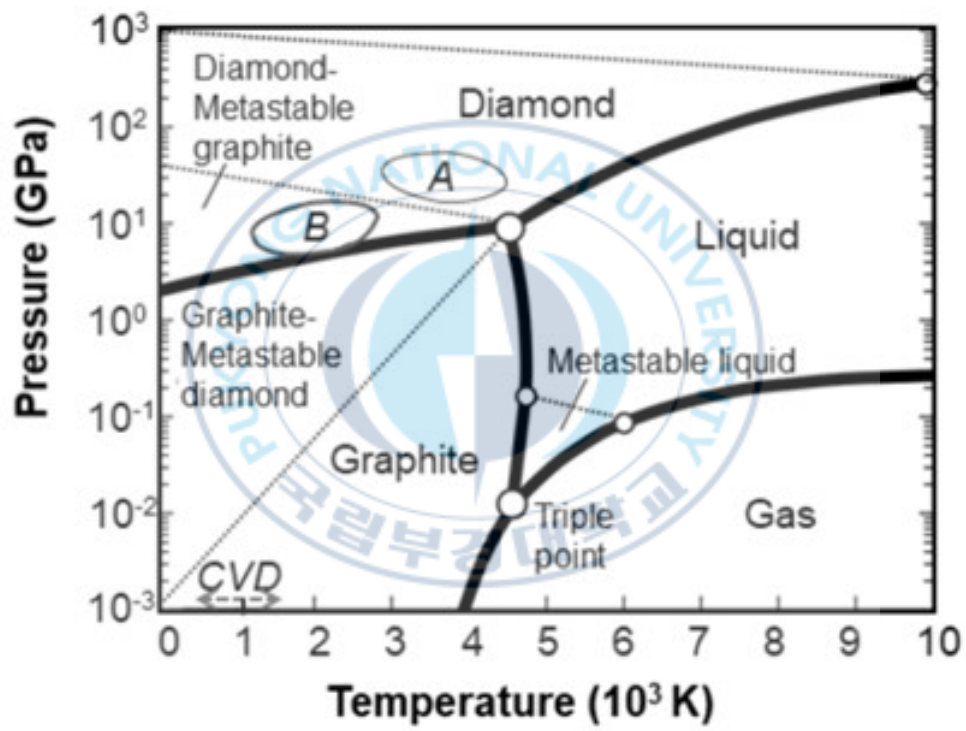


Fig. 4. Phase diagram of the carbon [5]

2) 마이크로파 플라즈마 화학기상증착법 (Microwave plasma CVD)

마이크로파 플라즈마 화학기상증착법(MPCVD)은 기체상의 탄소원을 플라즈마 상태에서 분해하여 기판 표면에 다이아몬드를 성장시키는 대표적인 화학기상증착법(CVD)으로, 단결정 및 다결정 다이아몬드 박막을 성장시키기 위해 가장 널리 사용되는 화학기상증착법의 한 형태로, 특히 이중기판 위에서의 단결정 다이아몬드 성장에 효과적인 방법으로 보고되고 있다[9].

이 기술은 일반적으로 메테인(CH_4)과 수소(H_2)를 혼합한 반응 기체가 사용되며, 마이크로파를 통해 형성된 고밀도 플라즈마 내에서 메테인이 분해되어 주 성장종인 메틸 라디칼과 수소 라디칼이 생성된다. 메틸 라디칼은 기판 표면에 흡착되어 sp^3 결합 구조의 다이아몬드를 성장시키며, 수소 라디칼은 비(非)다이아몬드 상인 sp^2 탄소를 식각함으로써 결정성이 우수하고 불순물이 적은 고순도 다이아몬드의 성장을 유도한다. 이와 같은 반응 경로는 Fig. 5의 MPCVD 반응 메커니즘 모식도에 요약되어 있다[2].

Moore 등이 수행한 실험에 따르면, 4H-SiC 기판 위에 마이크로파 플라즈마를 이용하여 다이아몬드를 성장시킬 때, 기판 온도 약 $800\sim 1000^\circ\text{C}$, 마이크로파 전력 $700\sim 1300\text{ W}$, 반응가스 내 메테인 농도 $1\sim 3\%$ 조건에서 1332 cm^{-1} 에 대응하는 뚜렷한 라만 피크가 관찰되었으며, 이는 결정성이 양호한 다이아몬드 형성의 지표로 해석된다[9].

Uwihoreye 등의 보고에 따르면, MPCVD 시스템은 성장 온도가 상대적으로 낮고($700\sim 1000^\circ\text{C}$), 대기압에 가까운 조건에서도 안정적인 플라즈마 유지가 가능하여, 고온·고압이 요구되는 전통적인 HPHT 방식에 비해

장비 구성과 운용 비용이 낮고, 공정 제어도 용이하다는 장점을 갖는다[5]. 특히, MPCVD는 기판 온도, 반응가스 조성비(CH_4/H_2), 마이크로파 전력, 챔버 압력 등 다양한 공정 파라미터를 정밀하게 조절할 수 있어, 다이아몬드 박막의 결정 품질, 두께, 도핑 특성 등을 세밀하게 제어할 수 있다.

이러한 장점은 다이아몬드의 전자 소자 응용에 중요한 의미를 가지며, 특히 Si, SiC, Ir, AlN, Al_2O_3 등의 다양한 이종기판 위에 선택적으로 적용 가능하다는 점에서 기존 반도체 기술과의 공정 호환성도 우수하다.

또한, MPCVD는 핵 생성 밀도가 낮은 기판 표면에서도 바이어스 향상 핵 생성(Bias-Enhanced Nucleation, BEN) 기법과 함께 사용될 경우, 초기 핵 밀도를 비약적으로 향상시킬 수 있다[8, 18, 19]. 이는 초기 성장 단계를 보다 안정적으로 유도하고, 전체 박막의 균일성과 결정성을 향상시키는 데 기여한다.

따라서, MPCVD는 다이아몬드 성장을 위한 공정 기술 중에서 재현성, 공정 유연성, 성장 품질, 경제성 면에서 가장 균형 잡힌 방법으로 평가되며, 특히 이종기판 기반의 다이아몬드 성장에 적합한 기술로 주목받고 있다.

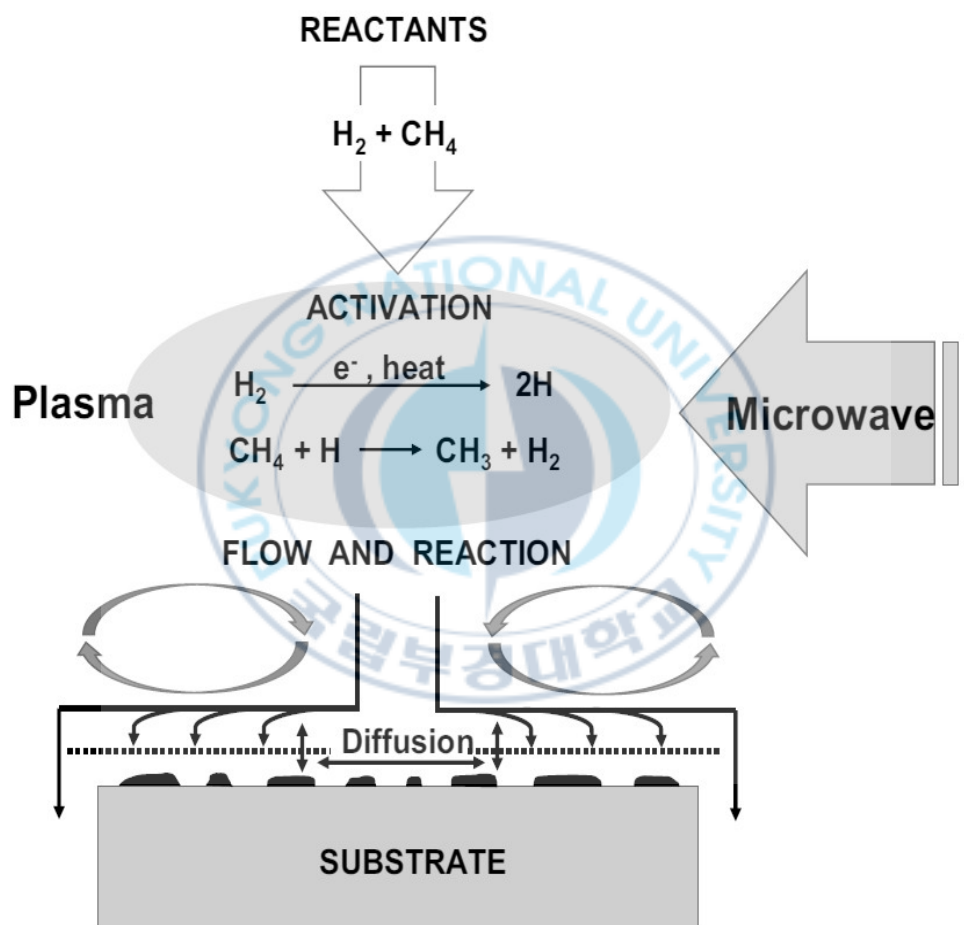


Fig. 5. MPCVD system showing the mechanism of reaction and diamond growth [2]

3. 동종 및 이종 기판에서의 다이아몬드 성장

단결정 다이아몬드는 동종 기판 성장 방식과 이종 기판 성장 방식을 통해 성장될 수 있으며, 이는 사용되는 기판이 다이아몬드 자체인지 또는 다른 소재인지에 따라 구분된다.

동종 기판 성장 방식은 단결정 다이아몬드 기판 위에 동일한 결정 방향으로 다이아몬드를 성장시키는 방식으로, 격자 구조와 열팽창 특성이 동일하므로 결함 발생이 적고 매우 높은 결정 품질을 얻을 수 있다[5]. 이러한 방식은 전력 소자나 고신뢰성 센서에 적합하지만, 현재 상용화된 다이아몬드 기판은 크기가 작고 생산량이 제한적이며, 매우 고가라는 한계가 있다. 또한, 동종 기판 성장 방식에서 다이아몬드가 보이는 독특한 성장 특성 역시 이종 기판을 활용한 성장 방식이 주목받는 배경 중 하나이다.

일반적인 Si나 SiC는 동종 성장 시 결정이 성장하면서 면적이 자연스럽게 넓어지는 반면, 다이아몬드는 우세한 면을 따라 수직 방향으로 성장하기 때문에 면적이 오히려 축소되는 구조적 한계를 가지며, 이러한 특성은 Fig. 6에서 시각적으로 확인할 수 있다[7]. 이는 다이아몬드가 액상에서의 성장 공정이 현실적으로 어렵다는 물리적 제약에서 기인하며, 결과적으로 정밀한 공정 제어가 필요하고 대면적화에 어려움이 따른다. 이러한 복합적인 한계로 인해, 대면적 단결정 기판의 확보가 용이하고, 공정 비용과 호환성 측면에서 실용적인 장점을 가지는 이종 기판 기반 성장 방식이 더욱 주목받고 있다.

이에 따라, 보다 현실적이고 경제적인 대안으로 이종 기판을 이용한 성

장 방식이 주목받고 있지만, 다이아몬드는 대부분의 기판과 격자 상수 (lattice constant)가 크게 달라 이중 기판 성장 방식에서는 결정 결함이 다량 발생할 수 있다. 이러한 문제를 해결하기 위해, 격자 정합성이 우수한 이리듐을 버퍼층으로 활용한 구조가 개발되었으며, 이를 통해, Fig. 7처럼 2인치 및 3.6인치급 단결정 다이아몬드 성장에 성공한 연구도 보고된 바 있다. 다만, 이리듐은 소재 가격이 매우 높기 때문에 현실적인 대안으로 Al_2O_3 나 SiC처럼 대면적 단결정 기판 확보가 가능하고 기존 반도체 공정과의 호환성도 우수한 소재를 기판으로 활용한 이중 성장이 활발히 연구되고 있다.

결론적으로, 이중 기판 성장 방식은 기판 확보의 용이성, 비용 절감, 기존 반도체 기술과의 연계 측면에서 매우 큰 잠재력을 지니며, 차세대 전력 반도체 소자 개발을 위한 중요한 기반 기술로 자리매김하고 있다.

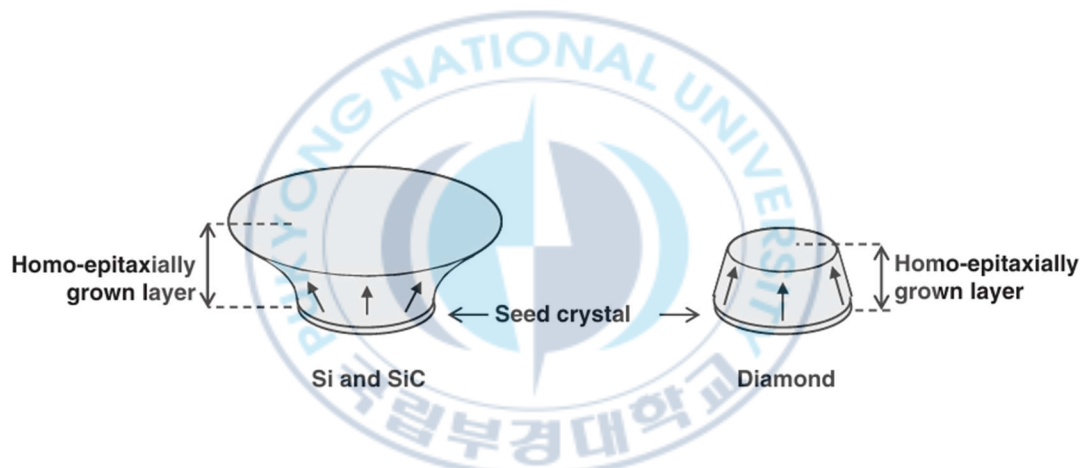


Fig. 6. Lateral area expansion in Si and SiC crystal growth and area reduction in single crystal diamond due to facet-dominant growth behavior [7]

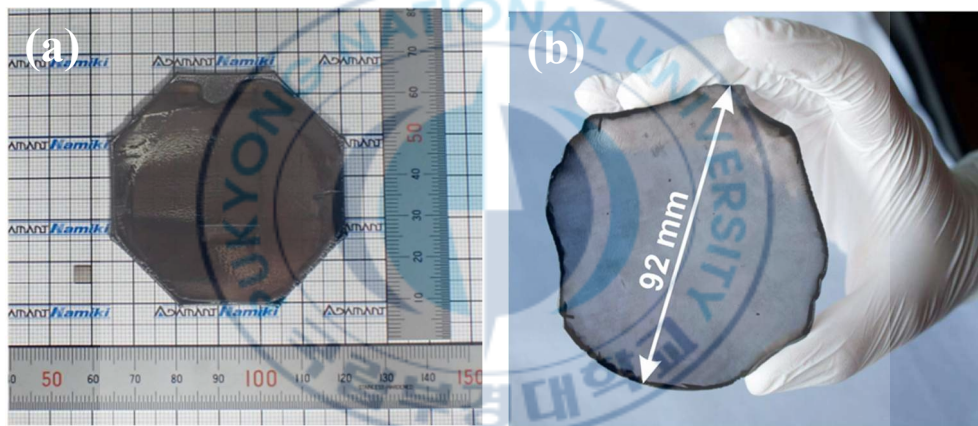


Fig. 7. Various diamond hetero-growth approaches for single crystal diamond using (a) Ir/Sapphire and (b) Ir/YSZ/Si substrates [3, 8]

4. 4H-SiC 의 결정 구조와 극성

4H-SiC 는 육방정(hexagonal) 결정계를 갖는 탄화규소(Silicon Carbide, SiC)의 한 동소체(allotropy)로, 규소(Si)와 탄소(C) 원자가 특정한 주기성을 가지며 적층되는 구조를 지닌다. 특히, 4H 구조는 원자층이 네 층을 주기로 반복되는 적층 순서(stacking sequence)를 갖고 있어, 우수한 전기적 특성과 안정된 결정 성장 방향성을 나타낸다. 이러한 4H-SiC 의 결정 구조는 Fig. 8 에 시각적으로 나타내었다.

또한, 4H-SiC 는 약 3.2 eV 의 넓은 밴드갭과 약 2.5 MV/cm 의 높은 항복 전계를 기반으로 전력 반도체 분야에서 널리 활용되며, 상용화된 대면적(4 인치 이상) 단결정 기판 확보가 가능한 대표적인 소재이다. 4H-SiC 는 탄소를 포함하고 있어 화학적으로 다이아몬드와 유사하며, 격자 상수 및 열팽창 계수 또한 다이아몬드와의 정합성이 비교적 우수하다. 이러한 주요 물성 차이는 Table 2 에 정리되어 있다[5]. 위와 같은 이유로 고품질 다이아몬드 성장을 위한 이중 기판 성장 방식에서 4H-SiC 가 매우 유망한 기판으로 평가받는다.

한편, 4H-SiC는 결정 방향에 따라 서로 다른 극성을 가지며, 이는 일반적으로 규소면(Si-face, (0001))과 탄소면(C-face, (000-1))으로 구분된다. 두 면은 표면 원소의 종류뿐만 아니라, 표면 반응성(surface reactivity), 활성화 에너지(activation energy), 가공 속도(etching rate), 파괴 인성(fracture toughness), 경도(hardness) 등 여러 기계적·화학적 물성에서도 면에 따라 현저한 차이를 보인다.

Xiaoshuang Liu 등은 4H-SiC 단결정 웨이퍼의 기계적 특성을 정량적

으로 분석하기 위해 나노압입법(nanoindentation) 실험을 수행하였으며, Si-face는 C-face에 비해 더 낮은 경도와 더 높은 파괴 인성을 지니고 있음을 보고하였다. 이는 Si-face에서 Si-core 부분전위(Si-core partial dislocation)의 슬립(slip)이 C-face보다 용이하게 발생함에 따라 나노압입에 의해 유도된 응력이 보다 효과적으로 완화되고, 이로 인해 경도는 감소하고 파괴 인성은 증가하게 된다는 점에서 기인한다. 또한, 이러한 결정면 의존성은 $\langle 1100 \rangle$ 및 $\langle 1120 \rangle$ 방향에 따른 변형 거동 차이로도 확장되며, Si-face는 C-face보다 더욱 뚜렷한 경도 이방성을 나타내는 것으로 분석되었다[12].

한편, Ryota Okamoto 등은 분광 엘립소미터(in-situ spectroscopic ellipsometry)를 통해 4H-SiC 결정의 열적 산화 반응을 분석하였으며, C-face가 Si-face에 비해 더 낮은 활성화 에너지를 가지는 것을 보고하였다[11]. 이는 열적 산화 공정에서 결정면에 따라 산화 반응성이 상이함을 시사하며, 이러한 결정면 의존적인 물리적·화학적 특성 차이는 연마를 통한 전처리 및 다이아몬드 성장 과정에서도 결정면에 따른 반응성 차이를 유도할 수 있다.

따라서, 다이아몬드의 성장 조건을 최적화하기 위해서는 단순히 하나의 면만을 대상으로 실험을 수행하는 것은 충분하지 않으며, 극성이 다른 Si-face와 C-face에 대해 성장 실험을 병행하고 그 특성 차이를 명확히 분석하는 것이 필수적이다.

더 나아가, 동일한 극성이라 하더라도 기판의 오프컷(off-cut) 각도는 다이아몬드 성장 거동에 중대한 영향을 미친다. Kimoto 등은 오프컷이

결정 품질에 미치는 영향을 분석하여, 균일한 계단 배열(step-flow structure)이 저결함 밀도의 고품질 SiC 동중예피택시 성장에 유리하다고 보고하였다[13]. 또한, Kim 등은 7° 오프컷 기판의 step structure 를 활용하여, mis-orientation 된 (1120) 사파이어 기판 위에 이리듐 버퍼층을 증착한 후 step-flow 성장 모드를 적용함으로써, 2 인치 크기의 고품질 단결정 다이아몬드 성장에 성공하였다[3].

이는 오프컷 기판의 step structure 가 SiC 뿐만 아니라 이중접합 다이아몬드 성장에서도 핵심적인 역할을 수행함을 시사한다. 본 연구에서는 극성뿐만 아니라 오프컷 각도에 따른 성장 거동의 차이 또한 실험적으로 규명하고자 하였다. 이는 고품질 단결정 다이아몬드를 성장시키기 위한 최적의 기판 조건을 정립하는 데 중요한 기초자료로 작용할 수 있다.

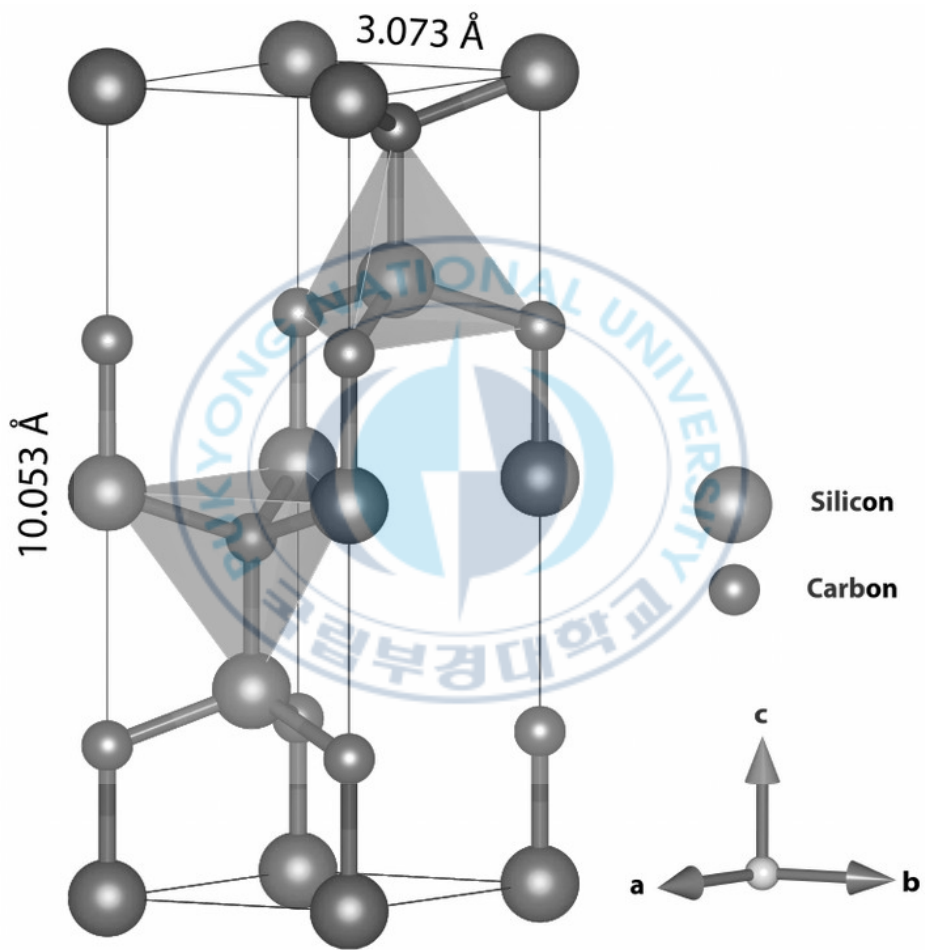


Fig. 8. 4H-SiC crystal structure

반도체 재료	결정 구조	격자 불일치율 [%]	열팽창계수 [$10^{-6} \cdot K^{-1}$]
다이아몬드	FCC	—	1.5
이리듐	FCC	7.1	6.8
Al ₂ O ₃	HCP	25.4	4.2
Si	FCC	34.3	2.5
4H-SiC	HCP	18.2	3.7

Table. 2. Lattice mismatch and thermal expansion difference between diamond and hetero substrates [5]

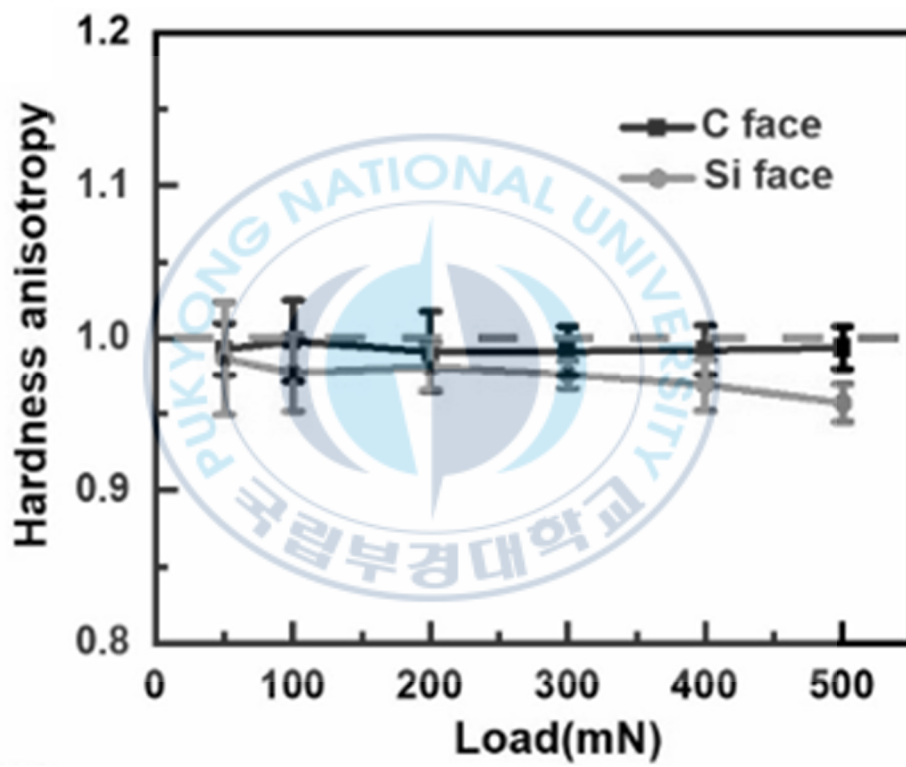


Fig. 9. Comparison of hardness between Si-face and C-face of 4H-SiC measured by nanoindentation [12]

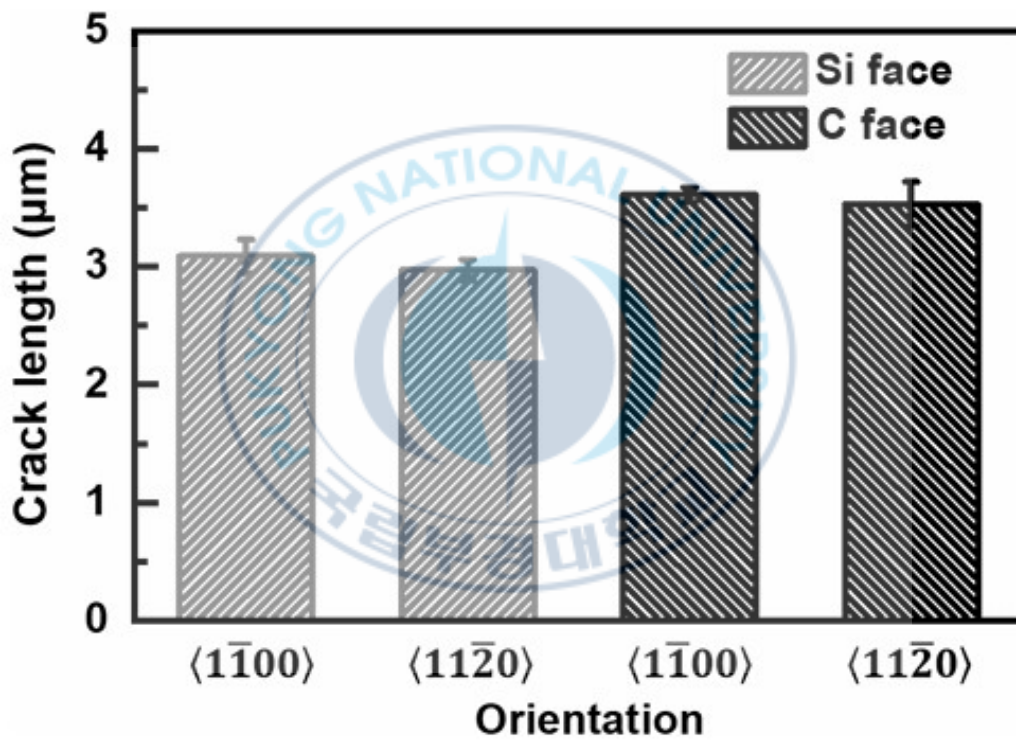


Fig. 10. Fracture toughness difference between Si-face and C-face of 4H-SiC evaluated by crack length analysis in nanoindentation [12]

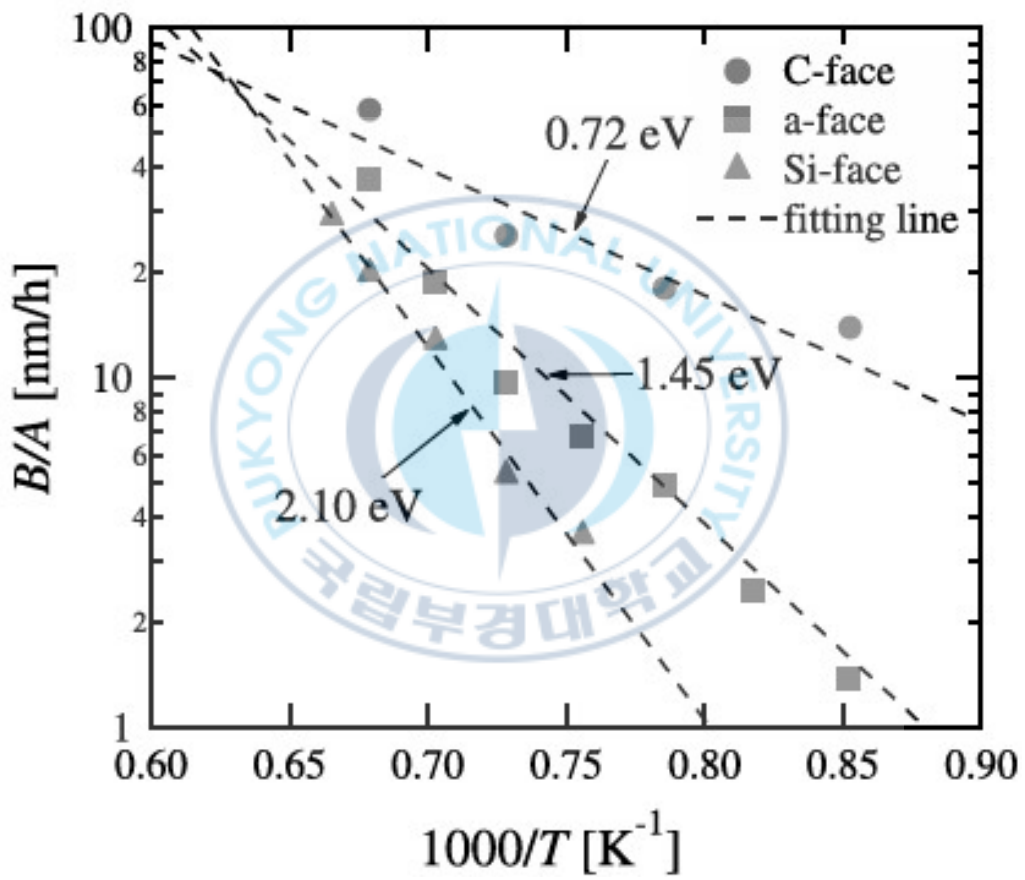


Fig. 11. Difference in activation energy between Si-face and C-face of 4H-SiC estimated from thermal oxidation rate [11]

5. 다이아몬드 성장을 위한 전처리 기술 (Roughening)

일반적으로 SiC 기판 위에 다이아몬드를 안정적으로 성장시키기 위해서는 표면에 초기 핵 생성을 유도할 수 있는 활성 사이트가 요구된다. 그러나 단결정 SiC는 원자 단위에서 매우 평탄하고 화학적으로 안정되어 있어 다이아몬드의 직접적인 핵 형성이 어렵기 때문에, 특정한 핵 생성 공정이나 고가의 버퍼층 없이도 안정적인 성장을 유도하기 위한 기술적 접근이 필요하다. 이러한 배경에서 전처리는 현실적인 대안으로 주목받고 있다.

Hao와 Shi 등은 실리카 기판을 대상으로 초음파 다이아몬드 슬러리 처리(ultrasonic vibration in diamond slurry, UVDS)를 수행하여, 1시간 이상 고주파(40 kHz) 초음파 하에서 다이아몬드 파우더(250 mg, 20-40 μm)를 아세톤에 분산한 용액으로 전처리한 결과, 표면에 수많은 나노 스케일의 손상이 균일하게 생성되어 $1 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 이상의 핵 생성 밀도(diamond nucleation density, DND)를 달성할 수 있음을 보고하였다. 또한, AFM 및 SEM 분석 결과, 해당 나노 손상 부위는 응력 집중 영역 혹은 자유에너지가 높은 표면 상태로, 초기 핵생성을 유도하는 기점 역할을 수행하는 것으로 해석되었다[20].

한편, Varga 등은 실리콘 기판을 대상으로 초음파 세척 조건, 액체 매질, 입자 조성에 따른 핵 생성 특성을 체계적으로 분석하였다. 이들은 다이아몬드 나노입자(10 nm)와 함께 Ni, Co, Y 등의 금속 미분말을 포함한 다양한 슬러리를 초음파 욕조(bath) 내에서 30분간 처리한 후, 핫 필라멘트 화학 기상 증착법(Hot Filament Chemical Vapor Deposition)을 통해 30분간 초기 성장 실험을 수행하였다. 그 결과, Ni가 포함된 슬러리에서 가장

높은 핵 생성 밀도와 균일한 결정 크기 분포가 관찰되었으며, 이는 금속 입자가 기계적 충격에 의한 추가적인 미세 손상을 유도하여 핵 생성 활성화화를 더욱 촉진하는 것으로 분석되었다[21].

또한, Liu 등은 4H-SiC 기판 위에서 이루어진 전처리 기반 다이아몬드 성장 실험을 통해, 별도의 버퍼층이나 BEN 공정 없이도 높은 균일성과 결합 제어 능력을 갖춘 초기 성장 패턴을 구현할 수 있음을 보여주었다. 이들의 Fig. 12는 실제로 전처리된 기판 상에서 다이아몬드 핵이 형성되고 성장하는 과정을 보여주는 대표적인 사례로, 물리적 전처리만으로도 다이아몬드의 안정적인 이중 핵 생성이 가능함을 실증하고 있다. 이는 복잡하거나 고비용의 기술 대신, 단순한 표면 물리 처리만으로도 산업적 응용이 가능한 실용적 접근임을 뒷받침한다[10].

전처리는 다이아몬드 파우더를 활용한 초음파 처리(ultrasonication) 등의 기계적 긁힘(mechanical scratching)을 통해 기판 표면에 인위적인 거칠기(roughness)나 결함을 도입하는 방식이다. 이 과정을 통해 생성된 불균일 핵 생성 사이트(heterogeneous nucleation site)는 초기 플라즈마 반응에서 생성되는 라디칼의 흡착 및 반응을 촉진하여, 버퍼층 없이도 효과적인 다이아몬드 성장을 유도할 수 있다.

또한, 전처리의 효과는 성장 초기부터 뚜렷하게 나타난다. Fig. 13 은 필자가 오프컷 0° 4H-SiC 의 C-face 기판 위에 다이아몬드를 30 분간 직접 성장시킨 후, 그 초기 성장 양상을 주사전자현미경(SEM)을 통해 관찰·분석한 결과를 나타냈으며, 이는 전처리 유무에 따른 성장 특성의 차이를 명확히 보여준다. 전처리를 하지 않은 기판에서는 낮은 밀도의

불균일한 결정립이 형성된 반면, 전처리된 기관에서는 보다 조밀하고 균일한 다이아몬드 결정이 형성된 것을 확인할 수 있다. 이는 전처리 공정이 초기 핵 생성 밀도 및 성장 균일도에 긍정적인 영향을 미친다는 점을 시각적으로 입증하며, 고가의 이중 기관이나 별도의 핵 생성 공정 없이도 다이아몬드 성장을 구현할 수 있는 유효한 수단임을 보여준다.



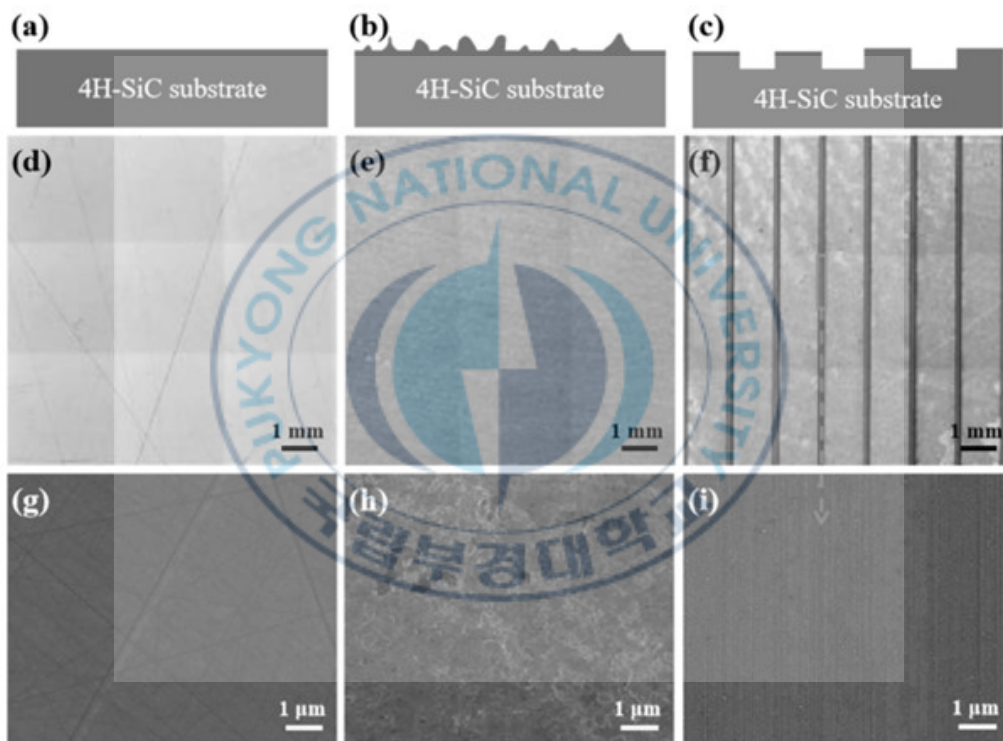


Fig. 12. Surface morphology of 4H-SiC substrates: (a, d, g) mirror-like; (b, e, h) diamond powder grinding; (c, f, i) groove engraving [10]

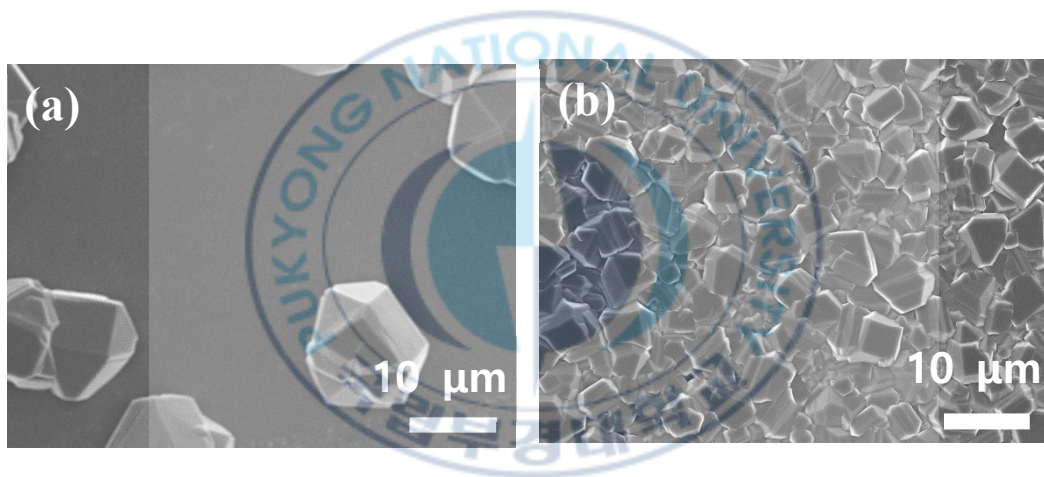


Fig. 13. Surface morphology of diamond grown on 4H-SiC C-face substrates: (a) without roughening; (b) after ultrasonication using diamond powder and ethanol, followed by 30 min of diamond growth

III. 실험 방법

1. 기판 준비 및 전처리

본 연구에서는 상용화된 R 등급의 n-type 4H-SiC 단결정 기판을 사용하였으며, 결정 면은 Si-face 및 C-face로 구분하고, 오프컷 각도는 0°와 4°를 각각 선택하여 실험을 준비하였다.

기판 전처리는 초기 핵 생성 밀도 향상 및 성장 균질도 확보를 위한 중요한 단계로, 본 연구에서는 에탄올과 다이아몬드 파우더를 (ISD-1400 60/80, ILJIN DIAMOND, Republic of Korea) 활용한 초음파 처리 방법을 적용하였다. 구체적으로, 평균 입자 크기 170~250 μm 의 다이아몬드 파우더를 2 g 사용하였으며, 200 mL의 에탄올과 함께 혼합하여 기판과 함께 비커에 담고, 초음파 세척기 내에서 1시간 처리하였다. 이러한 전처리 조건은 Table. 3에 정리하였으며 선행 연구를 통해 도출된 최적의 조건으로, 다이아몬드 파우더의 양이 일정 수준을 초과하면 성장 특성에 큰 영향을 미치지 않고 포화(saturation)되는 경향이 있음을 고려하여 설정되었다 [22]. 기판과 다이아몬드 파우더를 함께 담아 초음파 처리하는 개념은 Fig. 14에 도시된 모식도를 통해 보다 정확히 이해할 수 있다. 이 공정은 기판 표면에 미세한 거칠기를 부여하고, 불균일 핵 생성 사이트를 유도하여 다이아몬드 성장 초기 단계에서의 결정립 밀도 및 균질성을 높이는 데 기여한다.

초음파 처리 시간 [min]	에탄올 양 [mL]	다이아몬드 분말량 [g]	분말 입자 크기 [μ m]
60	200	2	170~250

Table. 3. Conditions of the ultrasonication roughening

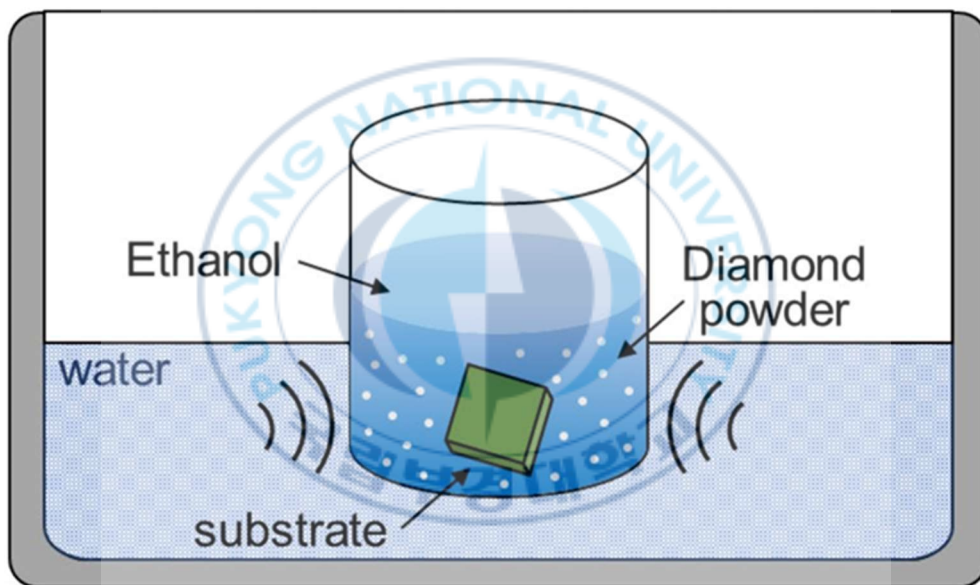



Fig. 14. Schematic of ultrasonication using diamond powder and ethanol in a beaker for 4H-SiC substrate roughening [22]

2. 다이아몬드 성장 및 분석

기판의 전처리 이후, 다이아몬드 성장 공정은 2.45 GHz 마이크로파 플라즈마 화학기상증착 장비를 (SDS5250M, SEKI DIAMOND, Japan) 이용하여 수행되었다. 반응 가스로는 CH_4/H_2 혼합가스를 사용하였으며, 성장 조건은 5 kW의 마이크로파 파워, 120 Torr의 챔버 압력, 메테인 농도 6%, 약 1150 °C의 온도에서 1시간 동안 성장되도록 설정하였다. 이러한 성장 조건은 Table. 4에 요약되어 있다. 플라즈마 반응을 통해 생성된 메틸 라디칼과 수소 라디칼이 기판 표면에서 반응하여 다이아몬드가 형성되도록 하였다. 플라즈마 내에서 메테인은 메틸 및 수소 라디칼로 분해된다. 생성된 메틸 라디칼은 기판 표면에 흡착된 후 수소 라디칼에 의해 비(非)다이아몬드 상인 sp^2 탄소가 제거되며, 다이아몬드 결합을 형성하게 된다. 이 반응 메커니즘은 Fig. 15 (b)에 도식화되어 있으며, 사용된 MPCVD 장비의 챔버 구조는 Fig. 15 (a)에 나타나 있다. 실제 본 연구에 사용된 한국세라믹기술원 진주 본원 내의 MPCVD 장비 사진은 Fig. 16에 제시되어 있다. 다이아몬드 성장이 진행 중인 모습은 Fig. 17에 나타나 있으며, 플라즈마 영역 내에서 기판 위에 다이아몬드가 성장하고 있음을 알 수 있다. 성장된 다이아몬드는 이후 표면 거칠기, 결정 형태, 결정질, 계면 구조 등을 평가할 예정이다. 이를 통해 극성과 오프컷 각도에 따른 성장 거동의 차이를 종합적으로 분석하고자 한다.



파워 [kW]	압력 [Torr]	CH ₄ /H ₂ [%]	성장 시간 [h]	온도 [°C]
5	120	6	1	1150

Table. 4. Conditions of the diamond growth using MPCVD system

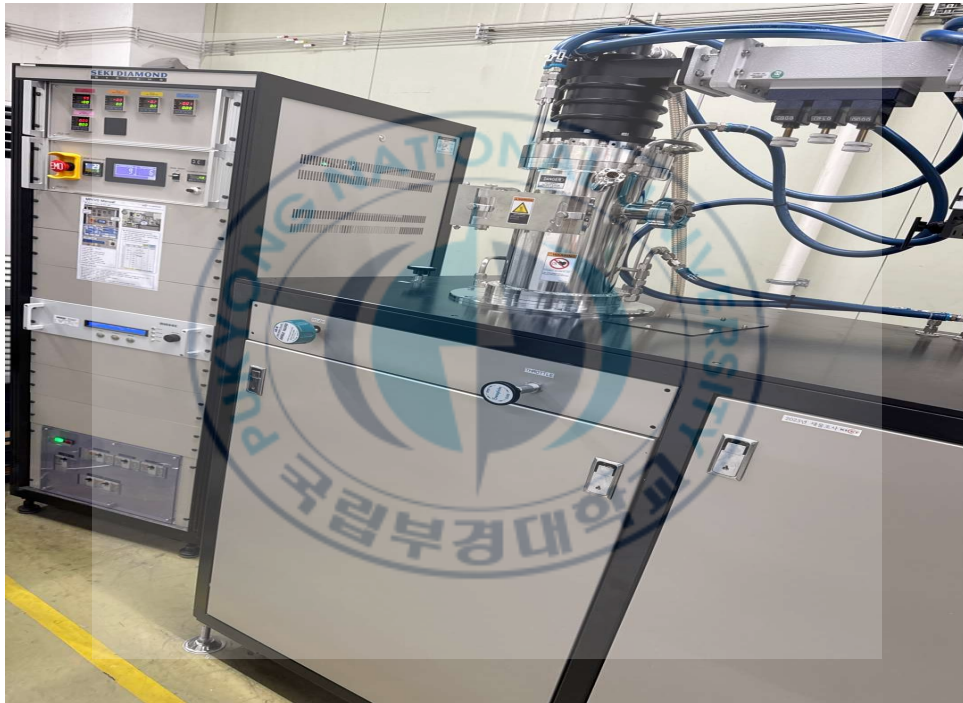


Fig. 15. Photograph of the MPCVD system (SDS5250M, SEKI DIAMOND, Japan) used for diamond growth
(Located at the Korea Institute of Ceramic Engineering and Technology)

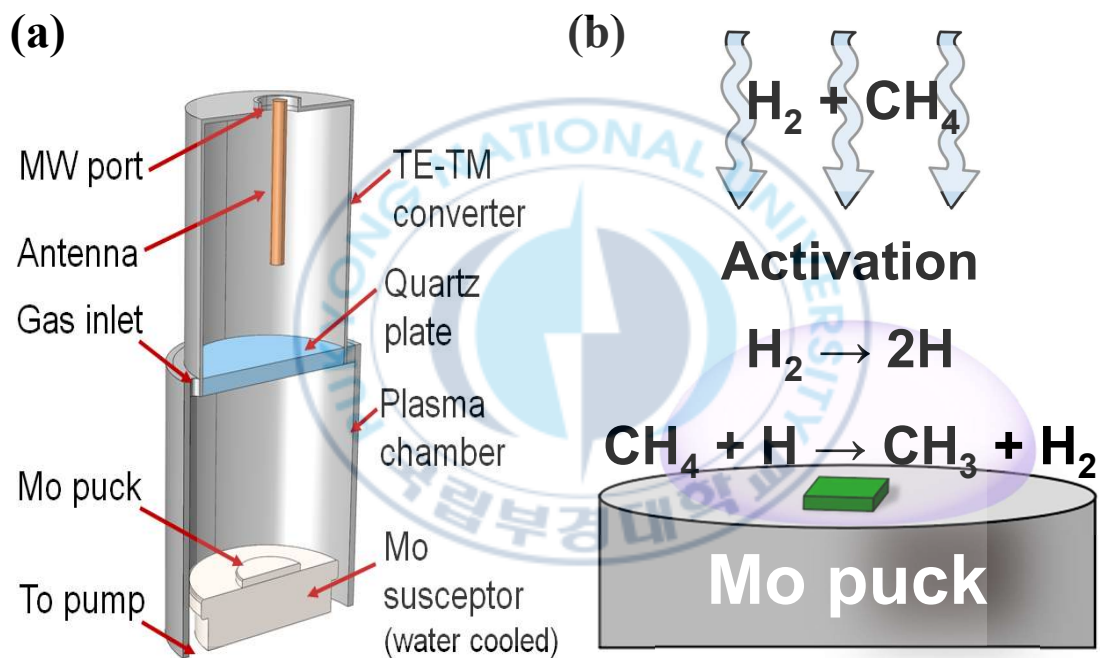


Fig. 16. (a) Schematic diagram of the MPCVD chamber structure; (b) Mechanism of diamond growth through CH_4 dissociation



Fig. 17. Photograph of the diamond growth process inside the MPCVD chamber

IV. 결과 및 토론

1. 전처리에 의한 기판 표면 형상 및 다이아몬드 결정질 분석

1) OM과 FE-SEM을 이용한 표면 이미지 분석

전처리 후 기판 표면의 거칠기 변화는 성장 전, 초기 상태에서 핵 생성 가능성과 밀접한 관련이 있으므로, 육안으로 식별 가능한 수준의 형상 변화를 정성적으로 확인하기 위해 광학현미경(OM, Optical Microscopy)과 주사전자현미경(FE-SEM, Field Emission Scanning Electron Microscopy)을 활용하였다.

Fig. 18은 각각 초음파 전처리를 수행하지 않은 기판과 수행한 기판의 표면 형상을 OM과 SEM으로 촬영한 이미지이다. (a), (b)는 OM 이미지로, 전처리된 기판에서 표면에 미세한 불균일성이 시각적으로 확인되며 거칠기가 증가한 경향이 나타난다. (c), (d)는 보다 고배율의 SEM 이미지로, 기계적 전처리를 통해 표면에 형성된 미세한 요철 및 스크래치 패턴을 더 자세히 확인할 수 있다. 이는 초기 플라즈마 반응 중 라디칼의 흡착 효율을 향상시키고, 다이아몬드 핵 생성 밀도를 높이는 데 기여할 수 있는 중요한 사전 지표로 작용한다.

한편, 전처리된 기판 위에서 성장된 다이아몬드의 표면 형상 역시 SEM을 통해 분석하였다. Fig. 19는 성장 이후, Si-face 및 C-face 기판 위에 형성된 다이아몬드의 표면 형상을 보여주며, 기판 극성과 오프컷 각도에

따른 성장 거동의 차이를 뚜렷하게 확인할 수 있다. Si-face의 경우 상대적으로 큰 결정립이 불균일하게 성장한 반면, C-face에서는 결정립 크기가 작고 전체적으로 조밀하며 균질한 형상을 보였다.

또한, 동일한 극성 내에서도 오프컷 각도가 0° 인 조건에서 핵 생성 밀도가 더 높은 경향을 보였는데 이는 전처리로 인한 표면 거칠기 값과 핵 생성 밀도 간에 뚜렷한 상관관계가 존재하지 않음을 시사한다. 즉, 핵 생성 밀도에 있어 표면 거칠기는 단독으로 결정적인 인자라기보다는, 전처리 후 표면의 화학적 활성도와 같은 다양한 요소들이 복합적으로 작용했을 가능성이 있을 것으로 해석된다.



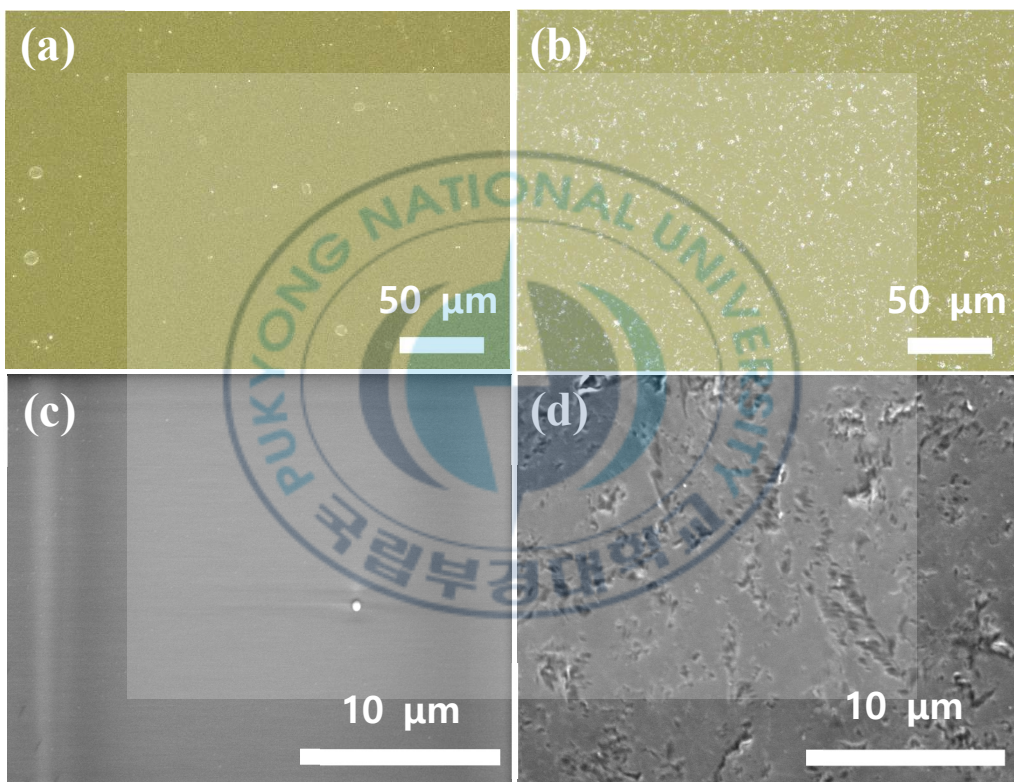


Fig. 18. OM and SEM surface morphology of 4H-SiC substrates before (a, c) and after (b, d) roughening

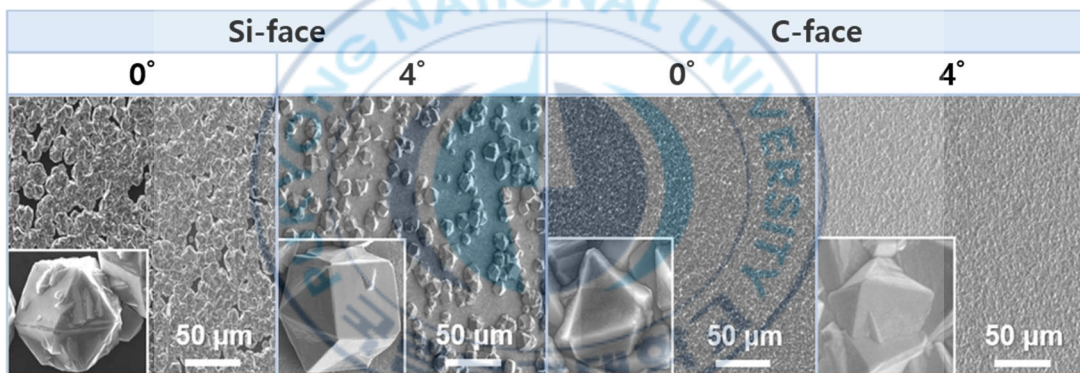


Fig. 19. Surface morphology of diamond grains on 4H-SiC according to polarity (Si-face and C-face) and off-cut angles (0° and 4°)

2) AFM을 이용한 표면 거칠기(RMS) 분석

기판의 전처리 효과를 정량적으로 평가하기 위해, 원자력 현미경 (Atomic Force Microscopy, AFM)을 이용하여 4H-SiC 기판 표면의 평균 거칠기(Root Mean Square roughness, RMS)를 분석하였다. AFM은 기판 표면의 미세한 형상 변화를 나노미터(nm) 단위로 정밀하게 측정할 수 있어, 전처리 전후의 표면 상태 차이를 정량적으로 비교하는 데 효과적인 분석 장비이다.

AFM 측정은 각 기판마다 중앙, 상단, 하단, 좌측, 우측의 총 다섯 지점을 선정하여 $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ 의 동일한 면적에서 표면 거칠기를 측정 후, 이를 평균내어 대표 거칠기 값으로 활용하였다. 이와 같은 다지점 측정 방식은 단일 지점 분석에서 발생할 수 있는 국부 편차를 보완하고, 전체 표면의 거칠기 분포를 보다 신뢰성 있게 반영할 수 있다는 점에서 의미가 있다.

측정 결과, 전처리를 수행하지 않은 경우에도 C-face는 Si-face에 비해 더 높은 표면 거칠기 값을 나타냈으며, 이는 일반적으로 Si-face가 소자 제작 공정에서 많이 사용되기 때문에 화학적 기계적 연마(Chemical mechanical polishing, CMP)가 이루어진 반면, C-face는 상대적으로 이러한 처리 과정이 없거나 미비하기 때문이다. 실제로 0° 오프컷 Si-face 기판은 전처리 전 평균 표면 거칠기가 1.97 nm였던 반면, 동일 조건의 C-face는 3.52 nm로 약 1.8배 높은 초기 거칠기를 보였다. 4° 오프컷 기판에서도 유사한 경향이 나타나, Si-face는 전처리 전 2.31 nm, C-face는 3.86 nm로 C-face의 거칠기가 더 컸다.

전처리 이후에는 모든 조건에서 표면 거칠기 값이 증가하였으며, 특히 C-face에서의 증가 폭이 더욱 두드러졌다. 0° Si-face는 전처리 후 2.70 nm로 소폭 증가한 반면, 0° C-face는 8.40 nm로 2배 이상 상승하였다. 유사하게, 4° Si-face는 4.90 nm로 증가하였고, 4° C-face는 9.00 nm로 상승하여 가장 거칠어진 표면을 나타냈다.

이는 C-face가 Si-face보다 상대적으로 낮은 활성화 에너지와 파괴 인성을 가져, 동일한 초음파 전처리 조건에서도 더 민감하게 반응하고 표면이 더 쉽게 거칠어졌기 때문으로 해석된다. 이러한 표면 거칠기의 증가는 다이아몬드 성장에 유리한 불균일 핵 생성 사이트 형성을 효과적으로 제공함으로써, 초기 성장 반응의 활성화를 유도하는 기반을 제공한다는 점에서 중요한 의미를 갖는다.

Fig. 19에는 전처리 전후의 기판 표면에 대한 AFM 이미지가 제시되어 있으며, 표면 형상의 변화를 시각적으로 확인할 수 있다. 이어서 Fig. 20에는 전처리 전후 표면 거칠기 값을 기반으로 한 기판 표면 거칠기 비교 그래프가 나타나 있으며, 이를 통해 전처리 공정이 표면 거칠기를 효과적으로 증가시켰음을 정량적으로 확인할 수 있다.

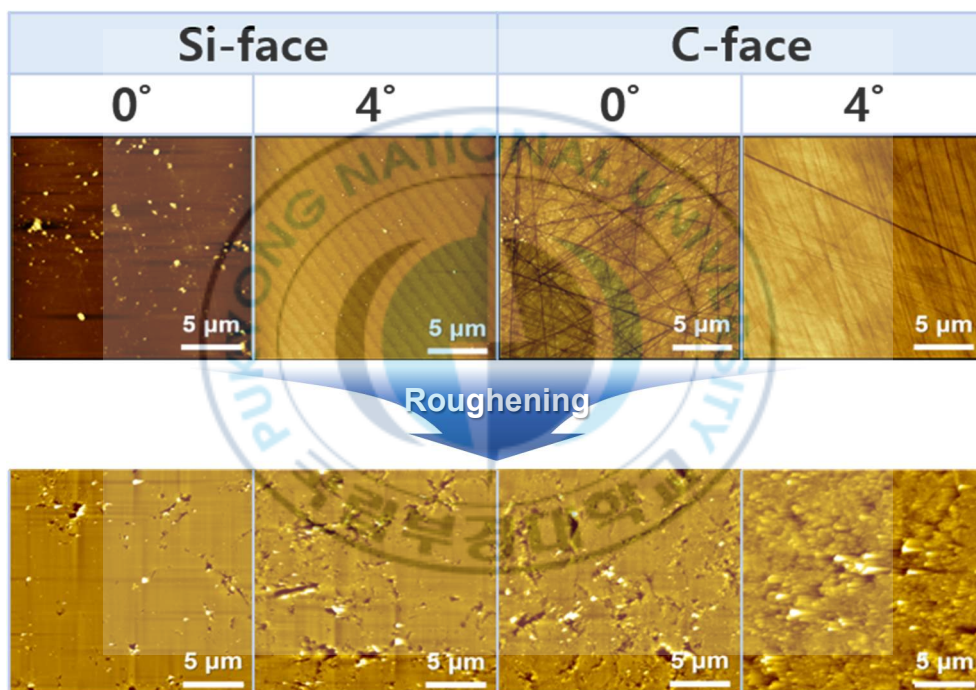


Fig. 20. AFM images comparison of 4H-SiC surface before and after roughening

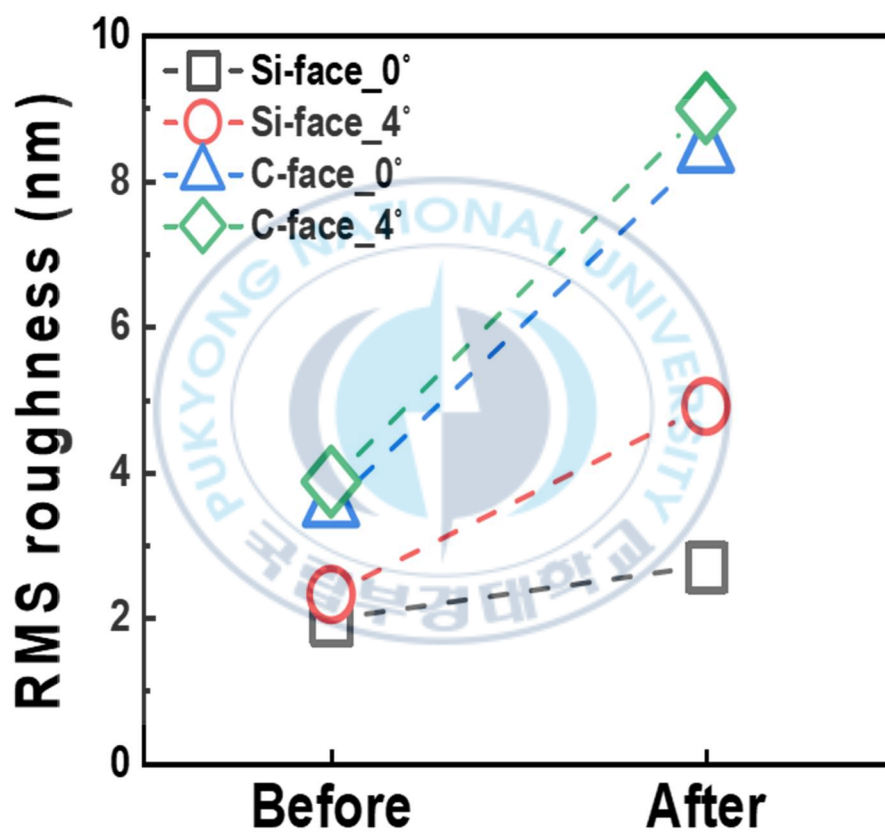


Fig. 21. Surface roughness (RMS) comparison of 4H-SiC substrates before and after roughening

3) X-Ray Diffraction 을 이용한 결정질 분석

다이아몬드 층의 결정성을 평가하기 위해 X 선 회절(X-ray Diffraction, XRD) 분석을 수행하였다. Fig. 22 에 제시된 XRD 분석 결과에서 모든 시편에서 다이아몬드의 대표적인 회절면인 (111) 및 (220)면에서 명확한 회절 피크가 관찰되었으며, 이는 전형적인 sp^3 결합 구조를 갖는 결정질 다이아몬드가 성장했음을 의미한다.

또한, 각 기판 조건에 따른 결정 품질을 정량적으로 비교하기 위해, 다이아몬드의 대표적인 회절면인 (111) 면에서의 FWHM을 도출하여 분석하였다. Fig. 23의 박스 플롯에 나타난 바와 같이, C-face 기판에서 성장된 시편들은 Si-face에 비해 전반적으로 더 작은 FWHM 값을 나타냈으며, 이는 보다 우수한 결정성을 시사한다. 구체적으로, 0° 오프컷 Si-face 기판에서는 FWHM이 평균 1119 arcsec으로 측정된 반면, 동일 조건의 C-face에서는 864 arcsec으로 약 23% 감소하였다. 4° 오프컷 조건에서도 유사한 경향이 유지되어, Si-face는 963 arcsec, C-face는 407 arcsec으로, C-face의 결정 품질이 더욱 우수하게 나타났다.

이러한 경향은 앞서 Fig. 19에서 확인된 SEM 표면 형상 분석 결과와도 일치하는데, C-face의 경우 전체적으로 균일한 밀도의 결정이 성장한 반면, Si-face는 국부적인 성장 양상을 보였다. 이는 C-face의 높은 표면 거칠기 증가가 핵 생성 밀도의 균질성을 높였고, 이는 결과적으로 결정질 향상으로 이어졌음을 시사한다.

오프컷 각도의 영향 역시 확연하게 나타났다. 4° 오프컷 기판에서 성장한 시편들이 0° 기판보다 더 좁은 FWHM 값을 보였으며, 이와 같은 경향은 SEM 이미지에서도 확인되며, 4° 기판에서 성장한 다이아몬드 결정립이 평균적으로 더 조대한 모습을 보임으로써 성장 면적의 확대가 FWHM 감소와 연관되어 있음을 뒷받침한다.



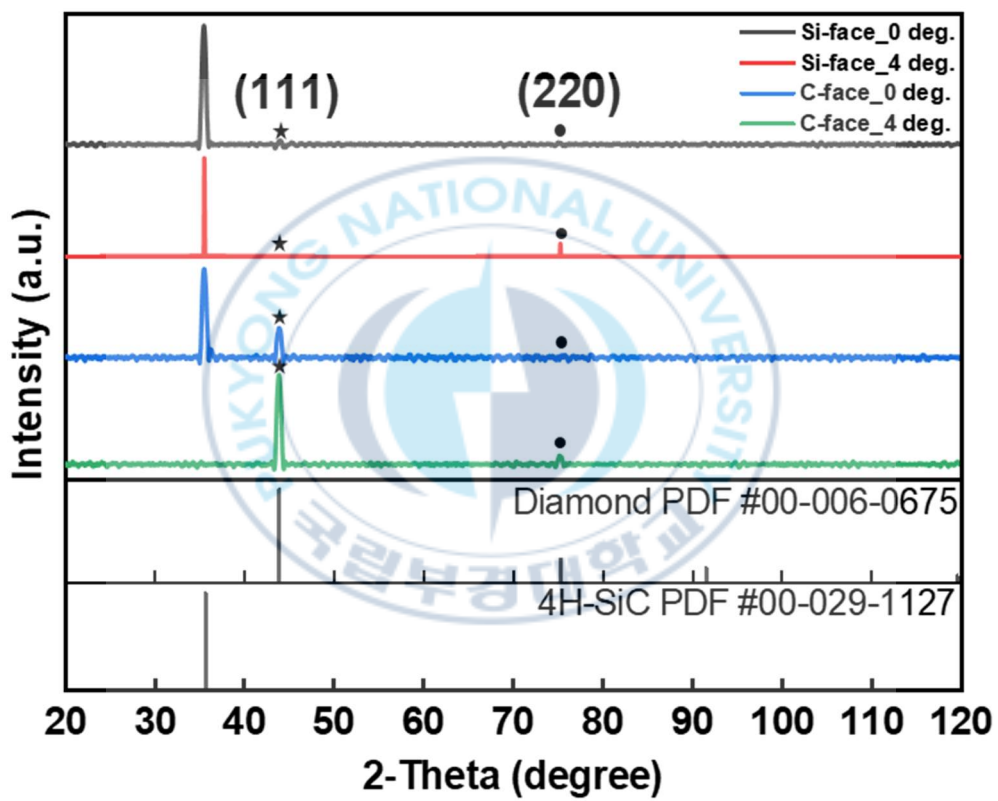


Fig. 22. XRD patterns of diamond grown on Si-face and C-face of 4H-SiC substrates with different off-cut angles

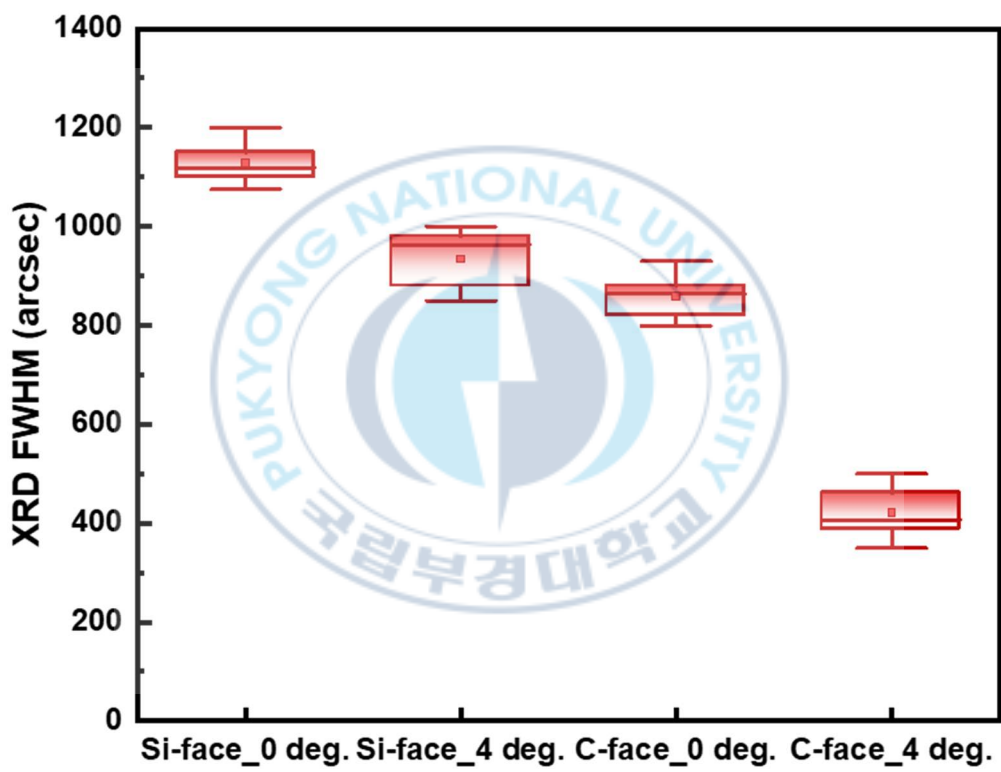


Fig. 23. FWHM comparison of diamond (111) peaks depending on substrate polarity and off-cut angle

4) Raman spectroscopy 를 이용한 다이아몬드 및 G 피크 분석

다이아몬드 성장 후의 결정 구조 및 탄소 결합 상태를 보다 정밀하게 평가하기 위해 Raman 분광 분석을 수행하였다. Fig. 24 에 제시된 Raman 스펙트럼에 따르면, 모든 시편에서 다이아몬드 피크인 1332 cm^{-1} 에서 선명한 Raman 신호가 확인되었으며, 이는 전형적인 sp^3 결합에 기반한 결정질 다이아몬드가 형성되었음을 의미한다. 이와 함께, 약 1520 cm^{-1} 부근에서 관측된 G 피크는 흑연 계열의 sp^2 결합 탄소 구조로, 비정질 탄소의 존재를 시사한다.

주목할 점은 G 피크가 오프컷 각도와 무관하게 Si-face 기판에서만 관측되었다는 점으로, 이는 동일한 조건 하에서 C-face 에 비해 Si-face 에서 비(非)다이아몬드 상인 sp^2 탄소가 상대적으로 더 많이 잔존했음을 의미한다.

한편, Raman 스펙트럼을 통해 다이아몬드 층의 결정성을 평가하고자 대표 피크인 1332 cm^{-1} 부근의 FWHM 을 분석한 결과는 Fig. 25 에 제시된 바와 같이, C-face 기판에서 성장된 시편들이 Si-face 에 비해 일관되게 더 좁은 FWHM 값을 나타냈다. 이는 결정 내 결합 밀도나 응력 분포가 상대적으로 낮음을 의미하며, 보다 높은 결정성을 나타내는 지표로 해석될 수 있다.

정량적으로 살펴보면, 0° 오프컷 Si-face 시편은 FWHM 이 22 cm^{-1} 로 측정되었으며, 4° 오프컷 Si-face 에서는 약간 감소한 20 cm^{-1} 의 값을 보였다. 반면, C-face 에서는 각각 $17\text{ cm}^{-1}(0^\circ)$ 및 $12\text{ cm}^{-1}(4^\circ)$ 로 더

좁은 피크 폭을 나타내어, 전반적인 결정성이 Si-face 대비 개선된 양상을 보였다. 특히 4° C-face 조건에서 가장 작은 FWHM 값인 12 cm⁻¹이 관찰된 점은, 극성과 오프컷 조건의 복합적 영향이 다이아몬드 층의 결정성 향상에 긍정적으로 작용했음을 시사한다.

이러한 경향은 앞서 Fig. 23 에서 확인된 XRD (111) 회절 피크의 FWHM 결과인 4° C-face 에서 407 arcsec 로 가장 좁은 값을 나타낸 것과도 일치하며, Raman 및 XRD 두 분석 모두에서 4° C-face 조건이 가장 우수한 결정 품질을 달성했음을 정량적으로 입증한다.

이는 높은 표면 거칠기를 바탕으로 한 균일한 핵 생성과 이후의 조밀한 성장 양상이 결정성 향상으로 이어졌음을 뒷받침하는 결과로 해석된다. 이러한 수치들은 격차가 극적으로 크지는 않지만, C-face 조건에서 일관된 감소 경향을 보인다는 점에서 주목할 만하며, 이는 앞서 XRD 및 SEM 분석에서 확인된 표면 균일성 및 결정립 성장 양상과도 정합되는 결과로 이해된다.

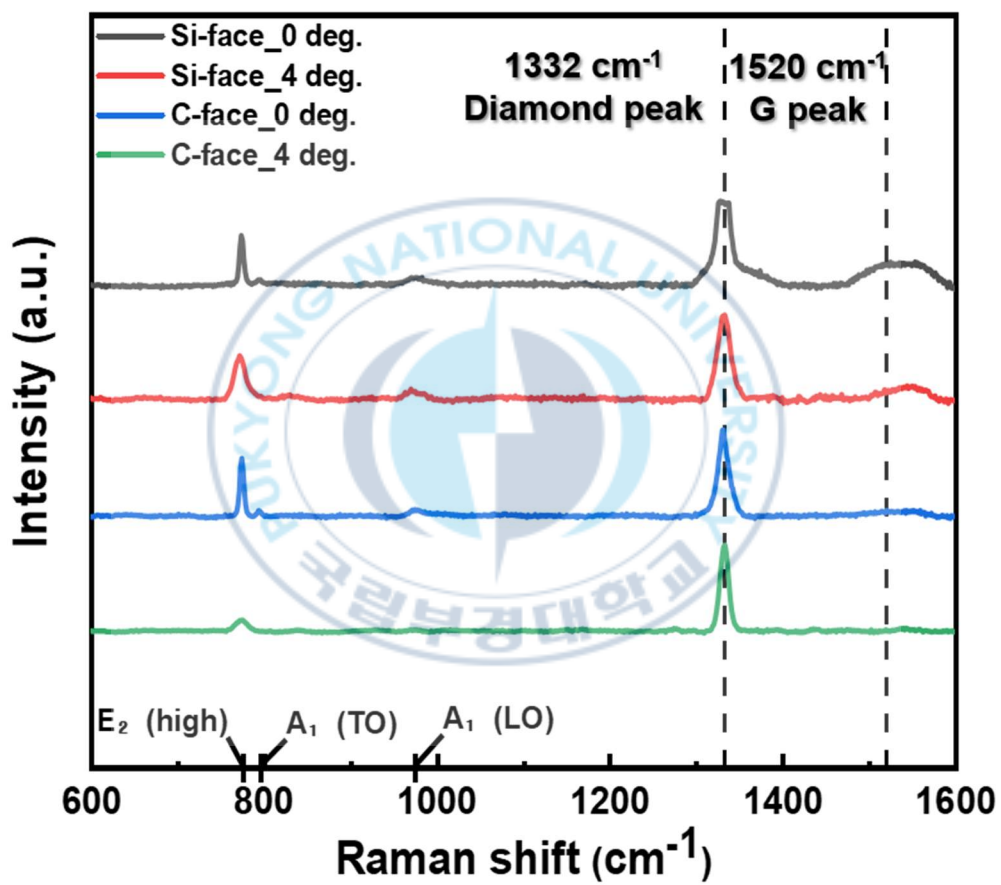


Fig. 24. Raman spectra of diamond grown on 4H-SiC substrates with different polarities and off-cut angles

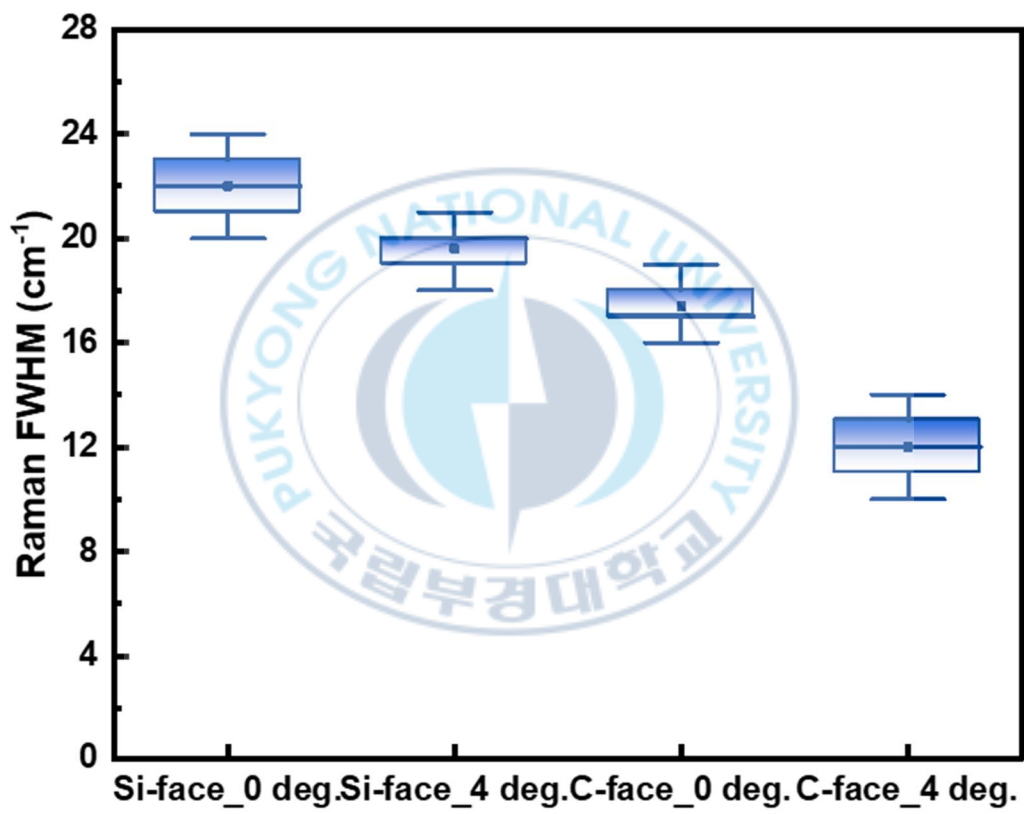


Fig. 25. FWHM comparison of diamond peaks (1332 cm^{-1}) depending on substrate polarity and off-cut angle

2. TEM 을 이용한 다이아몬드/4H-SiC 의 계면 특성 분석

다이아몬드 성장 특성과 표면 형상에 대한 분석 결과를 바탕으로, 본 절에서는 다이아몬드 층과 4H-SiC 기판 간 계면 구조를 투과전자현미경(Transmission Electron Microscopy, TEM)을 통해 정밀하게 분석하였다. 특히, 기판의 극성과 오프컷 각도에 따른 계면에서의 구조적 차이를 규명하고자 하였다.

Fig. 25는 Si-face 기판에서 각각 0° 및 4° 오프컷 조건으로 성장된 다이아몬드의 단면 TEM 이미지 및 FFT 분석 결과를 나타낸다. 0° 조건에서는 기판과 성장층 사이에서 다이아몬드 다결정의 회절점과 기판의 회절점과 혼재되어 관찰되었으며, 반면 4° 오프컷 조건에서는 다결정성 다이아몬드의 확산된 회절링이 명확히 확인되었다. 이는 두 조건 모두에서 다결정성 다이아몬드가 성장하였음을 시사하며, 결정립의 정렬도나 크기 분포에 일부 차이가 존재할 가능성을 내포한다.

한편, 두 조건 모두에서 계면에는 수 nm 두께의 얇은 비정질층이 공통적으로 형성되어 있었으며, 이는 성장 중 Si 원자의 탈착률보다 C 원자의 흡착률이 높아 과도하게 공급된 탄소가 기판 표면에 축적되어 형성된 DLC(Diamond-Like Carbon) 층으로 해석된다. 이러한 해석은 Raman 분석(Fig. 24)에서 Si-face 조건에서만 나타난 G 피크(1520 cm^{-1})의 존재와도 연관성을 가진다.

Fig. 26 은 C-face 기판에서 각각 0° 및 4° 오프컷 조건으로 성장된 시편의 TEM 분석 결과를 나타낸다. 모든 조건에서 계면에는 DLC 층 없이 다이아몬드가 기판 위에 직접적으로 성장된 것으로 확인되었다. 그러나

오프컷 각도에 관계없이 계면 부근에는 얇고 밝은 contrast 층이 형성되어 있었으며, 이는 다이아몬드 성장 중 탄소 손실에 따른 4H-SiC 기판의 국부적인 격자 무질서(lattice disorder)에 기인한 것으로 판단된다.

특히 주목할 점은, C-face 및 4° 오프컷 기판에서 성장된 시편의 FFT 회절 패턴이 다른 조건에 비해 상대적으로 뚜렷한 회절점 형태를 보였다는 점이다. 이러한 관찰 결과는 앞서 XRD(Fig. 23) 및 Raman(Fig. 25) 분석에서 확인된 바와 같이, C-face 일수록 균질하고 오프컷 각도가 클수록 결정립 크기가 커지는 성장 양상에 따라 FWHM 이 감소하며 결정성이 향상된다는 경향과도 잘 맞아떨어진다. TEM 분석을 통해서도 이와 같이 상대적으로 높은 결정질 영역의 존재가 부분적으로 확인되며, 이는 성장 과정에서 비교적 안정된 결정 방향성이 유지되었을 가능성을 뒷받침한다.

결론적으로, TEM 분석 결과는 기판 극성과 오프컷 각도가 다이아몬드/4H-SiC 계면 구조에 실질적인 영향을 미침을 확연히 보여주며, 이는 성장층의 결정성, 핵 생성 거동, 계면 구조와 밀접한 연관성을 갖는 중요한 인자임을 재차 확인시켜준다.

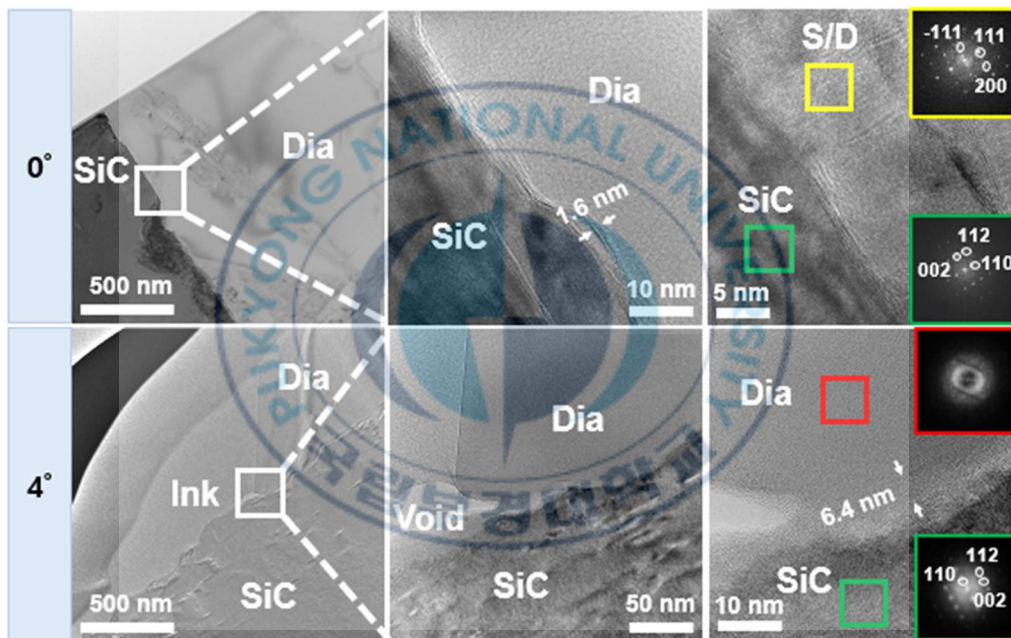


Fig. 26. Cross-sectional TEM images and FFT patterns showing the interfacial structure of diamond grown on Si-face 4H-SiC substrates with 0° and 4° off-cut angles

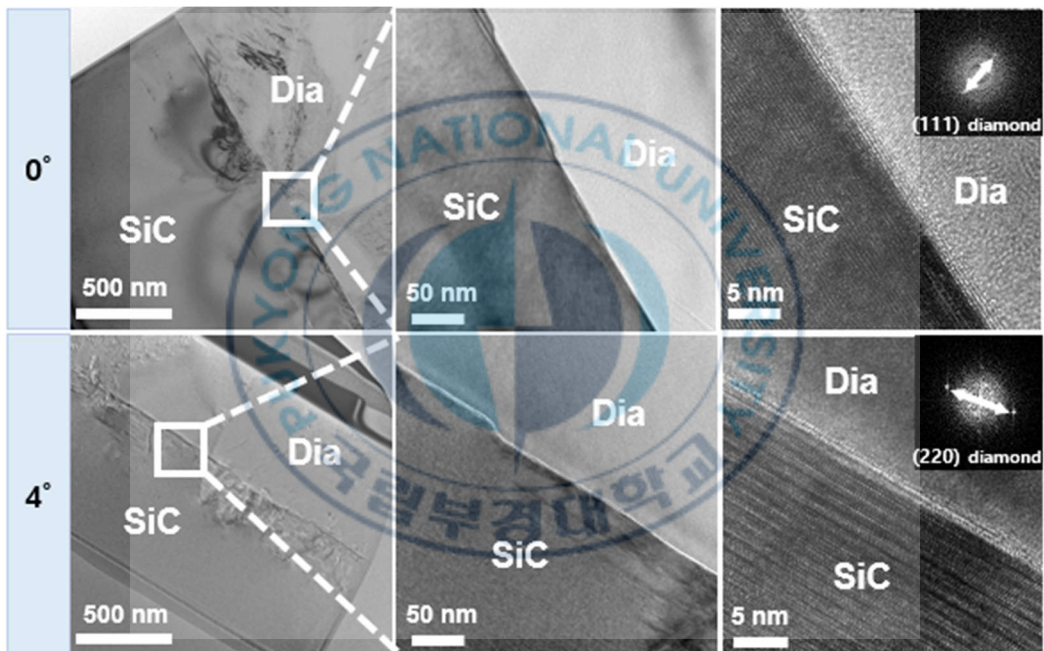


Fig. 27. Cross-sectional TEM images and FFT patterns showing the interfacial structure of diamond grown on C-face 4H-SiC substrates with 0° and 4° off-cut angles

3. Hall effect 측정을 통한 전기적 특성 평가

다이아몬드 층의 전기적 특성을 평가하기 위해, Hall effect 측정을 수행하였다. 본 측정은 연속적으로 성장된 C-face 기판의 시편들에 대해서만 적용되었으며, 이는 Si-face 에서는 충분한 면적의 다이아몬드 층이 확보되지 않았기 때문이다. Fig. 28 은 C-face 기판 위에 성장된 다이아몬드 층의 캐리어 농도와 이동도 간의 관계를 나타낸다.

Fig. 28 에 도시된 결과에서 확인할 수 있듯이, 전체적으로 캐리어 농도는 $10^{19} \sim 10^{21} \text{ cm}^{-3}$, 이동도는 약 $0.5 \sim 15 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ 범위에서 분포하였으며, 시편 간 편차가 큰 편이었다. 이 중 4° 오프컷 기판에서 성장된 시편들은 0° 오프컷 기판 대비 평균적으로 더 높은 이동도를 보였는데, 이는 SEM 관찰 결과에서 확인된 상대적으로 조대한 결정립 형성과 관련이 있는 것으로 판단된다. 결정립 크기가 커질 경우 결정립계(grain boundary)의 밀도가 감소하며, 이에 따라 전하 운반자의 산란이나 트래핑이 완화되어 이동도 향상으로 이어질 수 있다.

이러한 전기적 특성은 von Windheim 등 이 보고한 다결정 다이아몬드 박막의 특성과 수치적으로 유사한 수준을 보인다. 해당 연구에서는 Microwave CVD 공정으로 성장된 보론 도핑(B-doped) 다결정 다이아몬드 시편에 대해 이동도 $2.8 \sim 10 \text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$, 캐리어 농도 $1.3 \times 10^{14} \sim 1.8 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ 가 보고되었다. 본 연구에서 사용된 시편은 비도핑(non-doped) 조건으로 성장되었기 때문에, 도핑에 의해 형성된 캐리어가 존재하는 기존 문헌과는 전제 조건이 다르다는 점을 명확히 해야 한다. 또한, 기존 연구에서 언급된 낮은 캐리어 농도는 도핑된 원자가

불순물이나 결함에 의해 전기적으로 중화되어 전도에 기여하지 못하는 '도핑 보상(doping compensation)' 현상에 기인한 것으로 해석된다[23].

이는 높은 메테인 농도 조건에서 국부적으로 형성되었을 수 있는 비정질 탄소의 영향 가능성을 완전히 배제할 수 없으며, 특히 Si-face 에서만 관찰된 DLC 층의 전기적 역할에 대해서도 향후 체계적인 비교 분석이 필요할 것으로 판단된다.



V. 결론

본 연구에서는 4H-SiC 기판의 극성과 오프컷 각도에 따른 다이아몬드 성장 거동을 체계적으로 분석함으로써, 기판의 특성이 다이아몬드 성장 및 결정성에 미치는 영향을 정량적으로 고찰하였다. 전처리 과정을 통해 형성된 표면의 변화는 OM, SEM, AFM 등의 다양한 표면 분석 기법을 통해 확인되었으며, C-face 기판은 Si-face 에 비해 더 큰 표면 거칠기 증가폭을 나타냈다. 이는 C-face 가 상대적으로 낮은 활성화 에너지와 파괴 인성을 지니고 있어 동일한 전처리 조건에서도 더 민감하게 반응한 결과로 해석된다. 그러나 증가한 표면 거칠기는 반드시 핵 생성 밀도의 증가로 이어지지 않았으며, 이는 표면의 화학적 활성도와 같은 복합적인 인자들이 핵 생성 거동에 영향을 미쳤기 때문으로 판단된다.

다이아몬드 성장 이후의 표면 형상 분석에서는 기판의 극성 및 오프컷 각도에 따른 뚜렷한 차이가 관찰되었다. C-face 에서는 전체적으로 조밀하고 균일한 다결정 다이아몬드가 성장하였고 특히 4° 오프컷 조건에서는 보다 조대한 결정립이 관찰되었다. 반면, Si-face 에서는 C-face 보다 더 큰 결정립이 국부적으로 성장하는 경향을 보였다.

XRD 와 Raman 분석 결과에서는 C-face 및 4° 오프컷 조건에서 성장된 다이아몬드가 더 낮은 FWHM 값을 나타내어 우수한 결정성을 보였으며, 이는 TEM 분석에서도 FFT 회절 패턴이 더 뚜렷하게 관찰된

것과 일맥상통한다. 이러한 경향은 C-face 및 4° 오프컷 조건이 보다 안정적인 방향성을 갖고 이상적인 핵 성장 환경을 제공함을 시사한다.

반면, Si-face 에서는 다이아몬드가 직접적으로 성장되기보다는 수 nm 의 DLC 층을 사이에 두고 성장하는 경향을 보였으며, 이는 Raman 분석에서 G 피크(1520 cm^{-1})가 확인된 결과와 밀접하게 연관된다. DLC 층은 성장 과정 중 Si 원자의 탈착보다 C 원자의 흡착이 우세하여, 과도하게 공급된 탄소가 계면에 축적됨으로써 형성된 것으로 해석된다.

C-face 에서는 이러한 층 없이 다이아몬드가 직접 4H-SiC 표면 위에 성장된 점이 차별적인 특징으로 나타났다. 하지만 오프컷 조건에 관계없이 4H-SiC 의 lattice disorder 영역이 밝고 얇은 contrast 층으로 형성되어 있었으며, 이는 성장 중 탄소 손실에 의한 것으로 추정된다.

전기적 특성 평가를 위한 Hall effect 측정은 연속적인 다이아몬드 층이 형성된 C-face 시편을 중심으로 수행되었으며, 이동도와 캐리어 농도 간의 뚜렷한 상관성은 나타나지 않았지만, 4° 기판에서 더 높은 이동도를 보이는 경향은 존재하였다. 다만, Si-face 에서 형성된 DLC 층이 전기적 특성에 미치는 영향은 본 실험에서는 정량적으로 평가하지 못하였으며, 이는 추후 연구 대상이 될 수 있을 것이다.

본 연구의 결과를 종합하면, 4H-SiC 기판의 극성과 오프컷 각도는 다이아몬드 성장에 있어 중요한 인자임을 확인할 수 있었다. 특히, C-face 및 4° 오프컷 조건은 보다 고결정성의 다이아몬드 층 형성에 유리한 조건으로 작용하였으며, 이는 다이아몬드 기반 전력소자의 설계 및 공정 최적화

에 있어 실질적인 기준으로 활용될 수 있다.

향후 연구에서는 다이아몬드 파우더를 이용한 현재의 무작위성 전처리 대신 CMP 나 MP(Mechanical Polishing)와 같이 실제 소자 제작 공정에서 사용되는 표준화된 기판을 기반으로, 더욱 정형화된 조건에서의 다이아몬드 성장 거동 비교 및 분석을 심도 있게 수행할 예정이다.



VI. 참고 문헌

1. Kasu, M., Ueda, K., Yamauchi, Y., Tallaire, A. & Makimoto, T. (2007). Diamond-based RF power transistors: Fundamentals and applications. *Diam. Relat. Mater.*, 16(4–7): 1010–1015.
2. Kasu, M. (2016). Diamond epitaxy: Basics and applications. *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.*, 62(2): 317–328.
3. Kim, S.-W., Takaya, R., Hirano, S. & Kasu, M. (2021). Two-inch high-quality (001) diamond heteroepitaxial growth on sapphire (1120) misoriented substrate by step-flow mode. *Appl. Phys. Express*, 14(11): 115501.
4. Hasan, M. M., Wang, C., Pala, N. & Shur, M. (2024). Diamond for High-Power, High-Frequency, and Terahertz Plasma Wave Electronics. *Nanomaterials*, 14(5): 460.
5. Uwhoreye, V. et al. (2024). Recent progress on heteroepitaxial growth of single crystal diamond films. *Electron*, 2(4): e70.
6. Gong, Y. et al. (2024). Growth of diamond in liquid metal at 1 atm pressure. *Nature*, 629(8011): 348–354.
7. Yamada, H. et al. (2011). Developments of elemental technologies to produce inch-size single-crystal diamond wafers. *Diam. Relat. Mater.*, 20(4): 616–619.
8. Schreck, M., Gsell, S., Brescia, R. & Fischer, M. (2017). Ion bombardment induced buried lateral growth: the key mechanism for the synthesis of single crystal

- diamond wafers. *Sci. Rep.*, 7(1): 44462.
9. Moore, E., Jarrell, J. & Cao, L. (2017). Heteroepitaxial diamond growth on 4H-SiC using microwave plasma chemical vapor deposition. *Heliyon*, 3(9): e00404.
 10. Hu, X. et al. (2022). Nucleation growth mechanism of diamond on 4H-SiC substrate by microwave plasma chemical vapor deposition. *Mater. Today Commun.*, 31: 103563.
 11. Goto, D., Hijikata, Y., Yagi, S. & Yaguchi, H. (2015). Differences in SiC thermal oxidation process between crystalline surface orientations observed by in-situ spectroscopic ellipsometry. *J. Appl. Phys.*, 117(9): 095306.
 12. Liu, X. et al. (2022). Anisotropic deformation of 4H-SiC wafers: insights from nanoindentation tests. *J. Phys. Appl. Phys.*, 55(49): 494001.
 13. Matsunami, H. & Kimoto, T. (1997). Step-controlled epitaxial growth of SiC: High quality homoepitaxy. *Mater. Sci. Eng. R Rep.*, 20(3): 125–166.
 14. Leone, S. et al. (2011). Growth of smooth 4H-SiC epilayers on 4° off-axis substrates with chloride-based CVD at very high growth rate. *Mater. Res. Bull.*, 46(8): 1272–1275.
 15. Wei, S. et al. (2023). Deposition of diamond films by microwave plasma CVD on 4H-SiC substrates. *Mater. Res. Express*, 10(12): 126404.
 16. Wang, B. et al. (2020). Unprecedented differences in the diamond nucleation density between carbon- and silicon-faces of 4H-silicon carbides. *Chin. Chem. Lett.*, 31(7): 2013–2018.
 17. Higashiwaki, M., Sasaki, K., Kuramata, A., Masui, T. & Yamakoshi, S. (2014).

- Development of gallium oxide power devices. *Phys. Status Solidi A*, 211(1): 21–26.
18. Choi, U., Shin, H., Kwak, T., Kim, S.-W. & Nam, O. (2022). Growth and characterization of heteroepitaxial (001) and (111) diamond on Ir/sapphire structures. *Diam. Relat. Mater.*, 121: 108770.
 19. Chang, L., Yan, J. E., Chen, F. R. & Kai, J. J. (2000). Deposition of heteroepitaxial diamond on 6H-SiC single crystal by bias-enhanced microwave plasma chemical vapor deposition. *Diam. Relat. Mater.*, 9(3–6): 283–289.
 20. Hao, T. & Shi, C. (2004). Study on enhancement of diamond nucleation on fused silica substrate by ultrasonic pretreatment. *Diam. Relat. Mater.*, 13(3): 465–472.
 21. Varga, M. et al. (2012). Diamond thin film nucleation on silicon by ultrasonication in various mixtures. *Vacuum*, 86(6): 681–683.
 22. Choi, M.-H. et al. (2025). Diamond nucleation behavior influenced by pretreatment on 4H-SiC substrates. *J. Korean Phys. Soc.*, 86(9): 884–891.
 23. Von Windheim, J. A., Venkatesan, V., Malta, D. M. & Das, K. (1993). Comparison of the electric properties of single-crystal and polycrystalline diamond by hall effect and capacitance-voltage measurements. *Diam. Relat. Mater.*, 2(5–7): 841–846.