

## 2단계 성장법을 통한 근사단결정 다이아몬드 박막 합성

김도근<sup>1,2</sup> · 성태연<sup>2</sup> · 백영준<sup>1</sup>

<sup>1</sup> 한국과학기술연구원 박막기술연구센터

<sup>2</sup> 광주과학기술원 신소재공학과

### Highly Oriented Textured Diamond Films on Si Substrate through 2-step Growth Method

Do-Geun Kim,<sup>1,2</sup> Tae-Yeon Seong,<sup>2</sup> and Young-Joon Baik<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Thin Film Technology Research Center, Korea Institute of Science and Technology, Seoul 136-791

<sup>2</sup> Department of Materials Science and Engineering, Kwangju Institute of Science and Technology (K-JIST), Kwangju 500-712

(1999년 7월 23일 받음, 1999년 9월 1일 최종수정본 받음)

**초 록** 근사단결정 다이아몬드막 성장시 입자의 정렬을 개선하기 위한 집합조직성장의 2단계 성장방법을 제안하였다. 메탄조성 4%, 기판온도 850°C 조건에서 (100) Si 기판에 -200 V 바이어스를 인가하여 20 분동안 전처리 하였다. 처리한 기판을 2% [CH<sub>4</sub>], 기판온도 810°C에서 2 ~ 35 시간동안 <100> 집합조직을 지니도록 1단계로 성장시켰다. 이 시편의 성장표면을 평탄화하기 위하여 (100) 면이 성장하도록 2% [CH<sub>4</sub>], 기판온도 850°C 조건에서 2단계 성장시켰다. 1단계 성장시간에 따른 다이아몬드막의 배열정도를 {111} X-ray pole figure의 반가폭 변화를 통해 관찰하였다. 1단계 성장 후 입자정렬은 막의 두께가 증가할수록 개선되었다. 그러나 <100> 집합조직의 표면조직은 피라미드 형태의 굴곡을 피할 수 없었다. 2단계 성장시 (100) 면의 성장으로 인해 막의 표면은 평탄화되었으며, 이때 입자의 정렬은 1단계 성장시간에 크게 의존하였다.

**Abstract** Two-step growth method is suggested to enhance the alignment of highly oriented diamond films. (100) Si wafers are pretreated with negative biasing of -200 V at 850°C for 20 min with 4% methane in hydrogen plasma. The pretreated wafers are grown under the 1st-step growth conditions (2% CH<sub>4</sub> in H<sub>2</sub>, 810°C) from 2 hr to 35 hr, in order to obtain <100> textured films. The 2nd-step growth (2% CH<sub>4</sub> in H<sub>2</sub>, 850°C) is carried out to make diamond films having (100) growth planes, which are parallel to the substrate. The alignment of the films after the 1st-step growth, has been analyzed by {111} X-ray pole figure, which is improved abruptly with increasing film thickness. However, the pyramidal surface morphology is inevitable. These morphology is flattened after the 2nd-step growth by developing the (100) facets parallel to the substrate. The alignment of the highly oriented textured films after the two-step growth depends on the thickness of the 1st-step growth film.

### 1. 서 론

다이아몬드는 band gap이 크고, carrier 이동도 및 breakdown 전압이 큰 특성 등 우수한 반도체 특성을 가지고 있다.<sup>1)</sup> 따라서 다이아몬드는 고온, 고출력, 고속 반도체 능동소자로의 우수한 재료로 기대되고 있다. 그러나 다이아몬드를 능동소자로 응용하기 위해서는 Si 같은 이종기판위에 다이아몬드 단결정막이 성장되어야 한다.

최근 Si 기판에 bias enhanced nucleation (BEN) 과 집합조직성장을 통하여 다이아몬드 입자가 일방향으로 잘 배열된 근사단결정막 합성이 보고되었다.<sup>2~4)</sup> 이는 플라즈마와 접한 기판에 음의 바이어스를 걸어 기판과 방향관계를 갖는 다이아몬드의 핵을 형성시키고, 이를 일정방향으로 성장시킬 수 있는 집합조직 성장을 통해 가능하게 된다. 그러나 BEN을 통해 형성된 모든 입자가 Si 기판과 동일한 방향관계를 갖는 것은 아니다.<sup>5)</sup> 따라서 형성된 다이아몬드 핵들 중 Si 기판과 동일한 방향을 갖는 입자만을 선택적으로 성장시킬 수 있는지가 매우 중요하다. 한편 다이아몬드 핵

의 선택성장시 집합조직의 성장을 2단계로 시도하여 Si 기판과의 방향성이 우수하고 표면이 평탄한 다이아몬드막 성장이 보고되었다.<sup>6~10)</sup> 이러한 2단계 성장에서 1단계는 Si 기판과 동일한 방향의 입자만을 성장시키기 위하여 <100> 집합조직으로 성장시킨다. 이때 성장된 막의 입자는 Si 기판과 가장 근사한 방향관계를 갖게된다. 그러나 이들 입자들은 완전히 동일한 방향을 갖지 못하고, <100> 집합조직시 막의 표면이 피라미드형의 돌기구조를 가지게 된다. 따라서 2단계에서는 (100) 결정면이 발달되도록 재성장시켜 표면을 평탄화 함으로써 우수한 근사단결정이 성장되게 된다.

본 연구에서는 이러한 2단계 성장에서, 다이아몬드 핵의 선택성장을 결정하는 1단계 성장조건을 변화시켜 2단계 성장 후 다이아몬드막의 배열정도에 미치는 영향에 대해 살펴 보았다. 1단계 성장막의 두께가 증가할수록 입자의 정렬도가 증가하게 된다. 이러한 입자의 배열정도 변화를 X-ray pole figure로 분석하였고, 2단계 성장 후 각 시편의 배열정도를 비교하였다. 그리고 1단계 성장없이 2단계 성장만

시킨 시편과의 정렬도를 비교하여 2단계 성장법에 의한 근사단결정막의 정렬정도 개선효과에 대해 조사하였다.

2. 실험 방법

시편의 제작은 BEN 공정 및 집합조직성장 공정으로 구성된다. 먼저 핵생성 밀도 증가 및 방향관계를 유지하는 핵형성을 위한 BEN 공정은 ASTeX사에서 구입한 Microwave Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition (MWPACVD) 장치를 사용하여 실시하였다. (100) Si 기판을 2.2 x 2.2 cm<sup>2</sup> 로 자른 후 아세톤 용액에서 5 분간 초음파 세척하였다. 이 기판을 반응압력 20 Torr에서 700 W 마이크로웨이브 출력으로 발생한 4 % CH<sub>4</sub>를 함유한 수소 플라즈마를 이용하여 기판온도 850°C에서 기판에 -200 V 바이어스를 인가하여 20 분간 BEN 처리하였다.

BEN 처리된 시편의 집합조직성장에는 tube-type MWPACVD 장치를 이용하였다. 이때 시편은 1.1 x 1.1 cm<sup>2</sup> 크기로 잘라 2 % CH<sub>4</sub>를 함유한 수소 플라즈마로 다이아몬드를 증착하였다. 기판온도는 반응압력과 마이크로웨이브 출력을 각각 65 ~ 70 Torr, 380 ~ 480 W 범위에서 조절하여 780°C ~ 880°C 까지 변화시켰다. 이때 <100> 집합조직이 형성되는 온도는 810°C 이었고, (100) 성장면이 나오는 집합조직이 성장되는 온도는 850°C 이었다. 각 조건에서 2 ~ 40 시간동안 증착하였다. 또한 2 단계 성장의 경우는 완전한 <100> 집합조직을 지나는 810°C에서 시간별로 1단계 성장시킨 후, 증착된 막의 표면이 (100) 성장면으로 덮이도록 850°C에서 다시 성장시켰다.

이와 같이 합성된 다이아몬드 박막은 주사전자현미경을 이용하여 표면조직 변화를 관찰하였다. 박막의 두께는 주사전자현미경 단면사진을 통해 측정하였다. 또한 증착된 박막의 방향성을 확인하기 위해 X-ray {111} pole figure를 이용하였다. 이때 polar 방향( $\chi$ )과 azimuthal 방향( $\varphi$ )은 1° 단위로 각각 40° ≤  $\chi$  ≤ 70°, 0° ≤  $\varphi$  ≤ 360° 범위에서 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

Si 기판위에 근사단결정 다이아몬드막 형성에 대한 기구는 BEN 전처리 시간에 따른 투과전자현미경 관찰을 통해 이미 보고된 바 있다.<sup>11,12)</sup> 즉, 시간이 증가함에 따라 Si 기판과 일정방향관계를 지닌 β-SiC 형성 후, 기판 및 β-SiC와 동일방향을 갖는 다이아몬드 핵들이 형성되고, 이러한 핵들이 우선 성장하는 조건에서 증착함으로써 고풍향성 다이아몬드막 합성 가능성을 보여주었다.<sup>11,12)</sup> 이는 BEN 공정을 통해 기판과 동일한 방향을 갖는 다이아몬드 핵을 극대화한다면 단결정에 준하는 다이아몬드막 합성이 가능함을 의미한다. 그러나 BEN을 통해 형성된 다이아몬드 핵들은 상당량이 기판과 방향관계를 지닐 뿐 모든 핵들이 방향관계를 지니는 것은 아니므로, 근사단결정막 합성을 위해서는 임의의 방향관계를 지닌 핵들에 비해 일정방향을 갖는 핵들만을 우선적으로 성장하는 것이 중요하다. 이와 같이

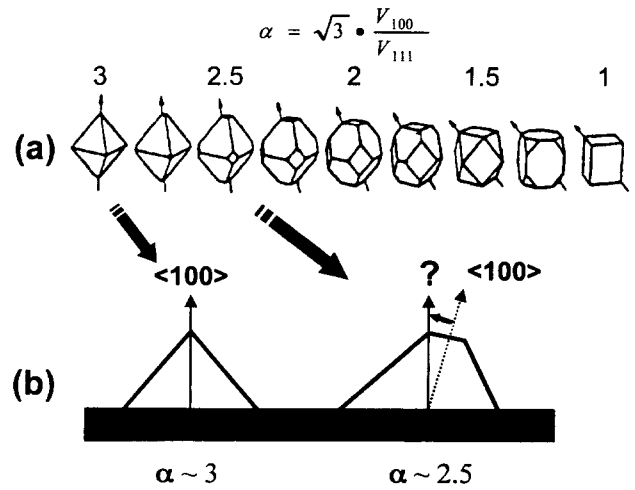


Fig. 1. (a) Idiomorphic crystal shapes for different values of the growth parameter  $\alpha$ .<sup>6)</sup> (b) Schematic diagram of side view of the octahedron shaped ( $\alpha \sim 3$ ) diamond and the truncated octahedral shaped ( $\alpha \sim 2.5$ ) diamond. The arrows show the direction of fastest growth.

동일방향을 갖는 핵들만이 선택적으로 성장하여 형성된 조직을 집합조직(texture)이라 한다.

그림 1. (a)은 결정모양에 따른 집합조직 방향 변화 모식도이다.<sup>6)</sup> Evolutionary selection rule에 의하면 다이아몬드의 집합조직 형성은 가장 빠른 성장속도를 갖는 입자의 결정방향에 의해 결정되므로, 이때 각 결정모양에서 성장속도가 가장 빠른 방향을 의미하는 화살표의 방향이 다이아몬드 결정의 집합조직 방향이 된다. 이때 2단계 성장시 이용된 octahedron 모양( $\alpha \sim 3$ )과 (100) 성장면을 보이는 truncated-octa 모양( $\alpha \sim 2.5$ )의 집합조직 방향을 모식적으로 살펴보면 그림 1. (b)과 같다. (100) 성장면을 갖는 다이아몬드막 합성, 즉  $\alpha \sim 2.5$ 에서는 가장 빠른 성장방향은 <100>에서 다소 어긋난 방향이므로 이 정도의 기울임(tilt) 부정합이 불가피하다. 이와 같은 부정합은 다이아몬드막의 집합조직 방향 제어를 통한 정확한 <100> 집합조직으로 성장시켜줌으로서 제거가 가능하다. 이러한 집합조직 방향은 {100}면과 {111}면의 상대적 성장속도(성장매개변수,  $\alpha = \sqrt{3} \cdot V_{100}/V_{111}$ )에 의존하며,<sup>6)</sup> 메탄농도, 합성 온도 등의 합성조건 조절을 통해 octahedron ( $\alpha = 3$ )에서 cube ( $\alpha = 1$ )로 연속적인 변화가 가능하다.<sup>6,13,14)</sup> 합성온도에 따른 다이아몬드막의 집합조직 양상을 살펴보면 다음과 같다.

그림 2는 BEN 전처리한 시편을 여러 합성온도에서 4 시간동안 집합조직 성장시킨 다이아몬드막의 표면조직이다. 합성온도가 증가할수록 다이아몬드 결정모양은 octahedron에서 truncated-octahedron으로 변화되고, 사각형의 (100) 성장면 크기는 점점 증가하였다.

기판온도 810°C에서 성장된 다이아몬드막은 성장매개변수( $\alpha$ ) 값이 3일 때 보여지는 (111) 면으로 이루어진 피라미드 결정모양으로 기판과 일정방향 관계를 지니며 배열되어 있다.(그림 2.(a)) 이때 성장된 막 두께는 2.43  $\mu\text{m}$  였

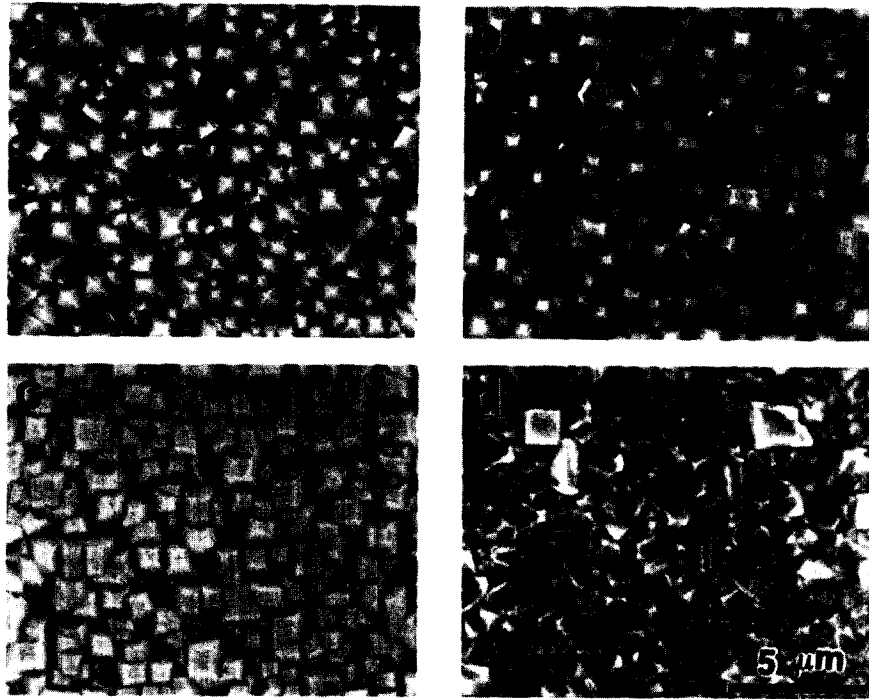


Fig. 2. Surface morphologies of the diamond film grown for 4 h at different temperatures: (a) 810°C, (b) 830°C, (c) 850°C and (d) 880°C.

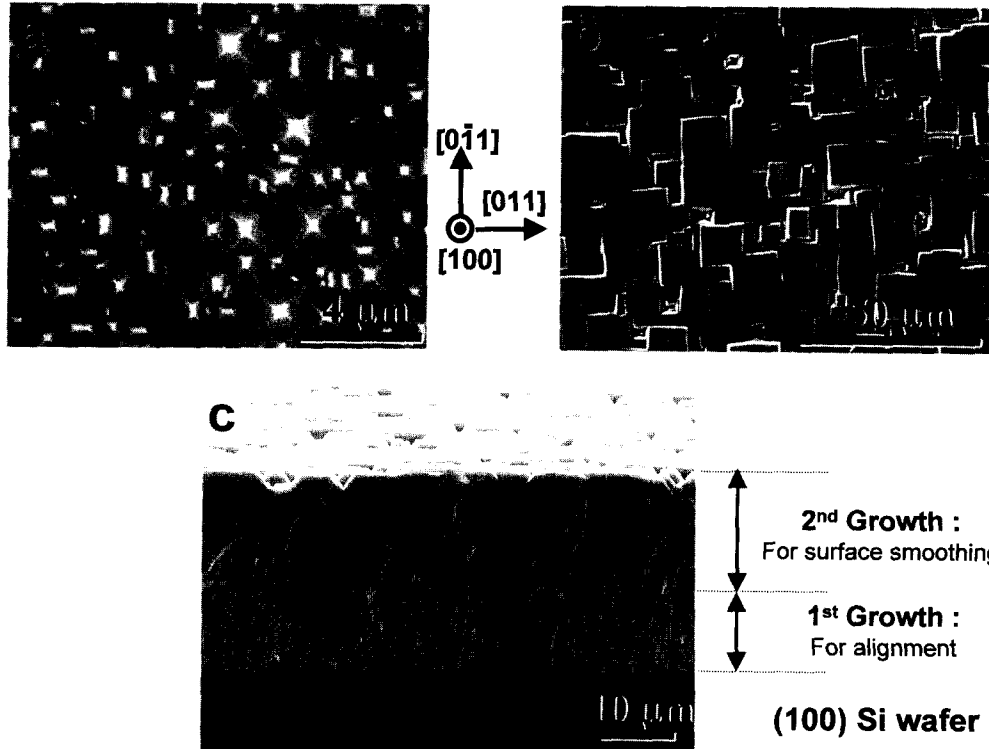


Fig. 3. Surface morphologies of the highly oriented diamond film grown (a) just after 1st-step growth(2% [CH<sub>4</sub>], 810°C), (b) after 2nd-step growth(2% [CH<sub>4</sub>], 850°C) followed by (a), and (c) shows the cross-sectional image obtained from (b).

다. 이와 같이 octahedron 결정을 보이는 조건에서 성장된 다이아몬드막은 완전한 <100> 집합조직을 갖는 것으로 알려져 있다.<sup>7,9)</sup> 그림 2.(b)와 (c)는 각각 합성온도가 830

°C, 850°C에서 성장된 다이아몬드막 표면조직으로, 피라미드의 꼭지가 (100) 면으로 잘린 truncated octahedron 모양을 보여준다. 또한 온도가 증가할수록 (100) 면의 크기

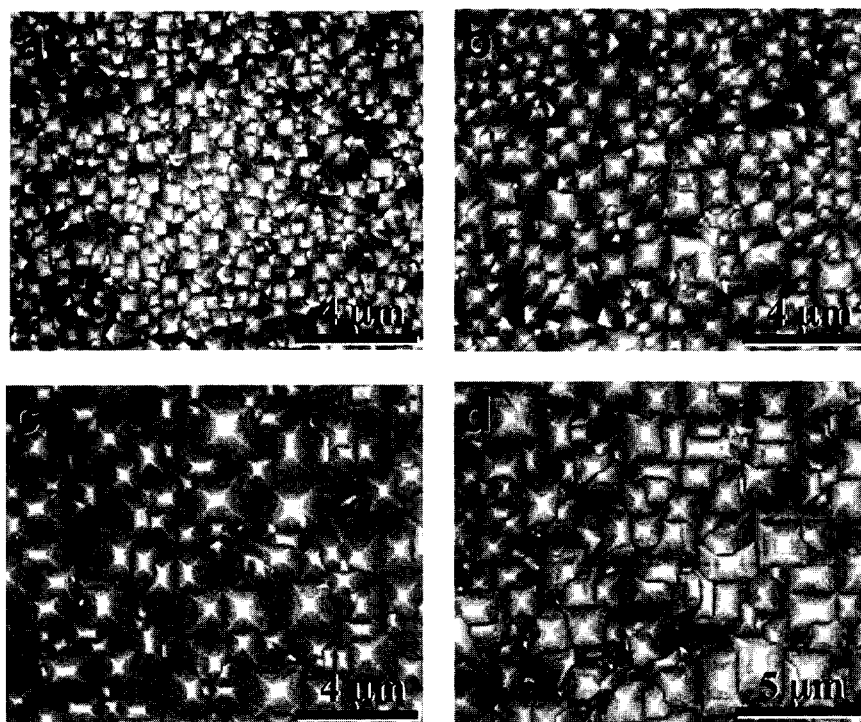


Fig. 4. Surface morphologies of the highly oriented diamond film with octahedral shape grown for different growth time: (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 12 h and (d) 35 h, show the enhancement of the alignment with thickness.

가 증가함을 보여주며, 이때 성장된 두께는 각각  $2.6 \mu\text{m}$ ,  $3.6 \mu\text{m}$  였다. 성장된 다이아몬드 결정의 (100) 면은 (100) Si 기판에 평행하게 보이고 기판과  $\langle 110 \rangle_{\text{dia}} // \langle 110 \rangle_{\text{Si}}$  방향관계를 갖는 것이 관찰된다. 그러나 이와 같은 조건 ( $2.5 \leq \alpha < 3$ )에서 증착된 다이아몬드막의 집합조직 방향은 정확한  $\langle 100 \rangle$ 에서  $\langle 110 \rangle$  방향으로 다소 벗어나게 된다.<sup>6)</sup> 즉, 이 경우 기판과 일정방향을 유지하는 (100) 성장면을 지닐지라도, 엄밀히 표현하면 그림 1.(b)와 같이 집합조직 방향이  $\langle 100 \rangle$  방향에서 벗어난 만큼의 기울임 부정합이 존재하게 된다. 이러한 현상은 그림 2.(d)와 같이 합성온도가 더욱 증가한  $880^\circ\text{C}$ 에서 성장한 다이아몬드막의 경우 현저하게 나타난다. 이 경우 X-ray (400)  $\theta$ -rocking의 반가폭 (FWHM)은  $11.41^\circ$ 로 그림 2.(c)보다 (FWHM =  $8.90^\circ$ ) 현저한 증가를 보여주는데, 이러한 반가폭 증가는 기울임 부정합이 증가된 것을 의미한다. 즉,  $880^\circ\text{C}$ 의 합성온도에서는, 그림 1에서 보여주었듯이, 집합조직 성장방향이  $\langle 100 \rangle$ 에서 상당히 벗어나 오히려  $\langle 110 \rangle$ 에 근접하기 때문에 결정들이  $\langle 110 \rangle$ 에 근접한 방향으로 우선 성장되어 (100) 면이 차지하는 분율이 현저히 감소하기 때문이다.

그림 2.(c)에서 보이듯이 truncated-octa 결정모양은 표면조직이 (100) 면을 지니며 성장되지만, 그림 1.(b)와 같이 정확한  $\langle 100 \rangle$  방향을 갖지 못하고 기울임 부정합을 피할 수 없게 된다. 따라서 이러한 기울임 부정합을 제거하기 위해서는 정확한  $\langle 100 \rangle$  집합조직을 지니는 octahedron 결정모양으로 성장시켜야 한다. 그러나 이 경우에도

입자간에 부정합이 완전히 제거된 것은 아니므로 여전히 입계가 존재하여 그림 3.(a)와 같은 피라미드형 표면구조를 피할 수 없다. 이러한 피라미드 모양의 결정들은 Si 기판과의 기울임 부정합이 현저하게 감소되지만, 본질적으로 지니는 피라미드 모양의 표면 거칠기가 여전히 문제가 된다. 따라서 그림 2.(c)에 근거하여 (100) 결정면이 발달되도록  $850^\circ\text{C}$ 에서 재성장시킴으로서 그림 3.(b)와 같이 (100) 성장면들 간의 합체를 통한 평활한 고방향성 다이아몬드막 성장이 가능하였다. 즉, 그림 3.(c)에서 볼 수 있듯이 다이아몬드막의 배열정도는 1단계 성장을 통해, 그리고 표면 평탄화는 2단계 성장에 의해 결정된다. 이와 같이 2단계 성장된 막의 정합성에 영향을 미치는 1단계 성장시 입자의 배열정도는 집합조직의 특성상 성장두께에 크게 의존하므로, 다음과 같은 1단계 성장시 성장두께에 따른 정렬정도 변화에 대한 조사가 요구된다.

그림 4.(a)-(d)는 완전한  $\langle 100 \rangle$  집합조직을 보이는 조건 ( $2\% [\text{CH}_4]$ ,  $810^\circ\text{C}$ )에서 각각 2, 4, 12 그리고 35 시간동안 증착된 다이아몬드 박막의 표면조직을 보여준다. 성장두께는 각각 1.4, 3, 10 그리고  $30 \mu\text{m}$ 임을 단면조직 사진을 통해 확인하였다. 이때 막두께는 시간에 따라 직선적으로 증가하였다. 또한 기판과 일정한 방향관계를 유지하는 octahedron 모양의 분율은  $1.4 \mu\text{m}$ 에서 53% 정도만을 보이지만,  $10 \mu\text{m}$  두께에 93% 정도까지 급격하게 향상되었다. 그러나 이보다 훨씬 오랫동안 성장시켜 두께가  $30 \mu\text{m}$ 가 되더라도 방향성 향상은 95% 이상을 넘기 힘들었다. 이러한 점은 기판과 일정방향을 이루는 입자들의 집합

조직 형성에는 일정두께가 필요함을 보여주며, 일정두께 이상에서는 배열정도가 포화됨을 의미한다. 또한 두께가 증가할수록 방향성이 향상되는 이유는 다이아몬드 결정의 집합조직 성장으로 인해 <100> 방향성을 지닌 핵들이 우선적으로 성장되기 때문이다. 즉, 상기와 같은 증착 조건에서 <100> 방향에서 벗어난 결정들은 성장되면서 기관과 일정방향을 지닌 결정들 사이에 묻히고 결국 <100> 방향성을 지닌 결정들이 우선적으로 성장하기 때문이다.

그림 5는 octahedron 성장조건(810°C, α ~ 3)과 truncated-octa 성장조건(850°C, α ~ 2.5)에서 증착된 다이아몬드막의 두께에 따른 X-ray (111) pole figure의 polar 방향(Δχ)과 azimuthal 방향(Δφ)의 반가폭 변화를 보여준다. 두께에 따른 반가폭 변화는 초기에 급격하게 감소하지만 일정두께 이상에서는 감소하는 정도가 현저하지 않음을 보여준다.

먼저 octahedron 결정 모양으로 성장되는 경우, 두께 증가에 따른 {111} pole의 polar 방향과 azimuthal 방향의 반가폭 변화는 1.4 μm일 때 Δχ = 10.3°, Δφ = 8.1°의 다소 높은 값을 지니며, 두께가 6.5 μm까지 증가할 때 반가폭 변화는 Δχ = 7.1°, Δφ = 7.2°로 급격하게 감소한다. 그러나 30 μm 두께에서는 반가폭이 각각 Δχ = 6.15°, Δφ = 6.33°로 두께 증가폭에 비해 감소폭이 현저하지는 않았다. 특히 기울임에 의한 부정합이 10 μm의 두께로 성장시킬 경우 현저하게 감소하는데, 이와 같은 두께에 따른 기울임에 대한 반가폭의 변화는 그림 4에서 보인 표면조직을 통해 얻은 결과와 동일한 경향을 갖는다. Truncated-octa의 경우 2 μm에서 반가폭은 Δχ = 8.81°, Δφ = 7.5°의 다소 높은값을 보이지만 성장두께가 대략 15 μm까지 증가함에 따라 각각 4.6°, 5.2°로 현저하게 감소한다. 그 이상에서는 성장두께가 증가하는 양에 비교해 두드러진 감소를 볼 수 없다. 이 경우 두께에 따른 반가폭 변화는 octahedron의 경우와 유사하게 일정두께까지는 급격히 감소하다가 그 이상에서는 감소폭이 점차 포화됨을 나타낸다. 두께에 따른 반가폭의 변화에서 azimuthal 방향과 polar 방향의 반가폭의 절대값 차이가 나는데, 이러한 이유는 X-ray {111} pole figure의 azimuthal 방향(Δφ) 반가폭 변화는 회전에 의한 부정합 뿐만아니라 기울임 부정합에 의한 영향이 포함되지만, polar 방향(Δχ)은 Si 기관과 다이아몬드 결정의 격자 방향간의 순수한 기울임 부정합을 보여줄 뿐 회전에 의한 영향을 포함하지 않기 때문이다.<sup>15, 16)</sup>

집합조직 성장 연구를 통해 제안되었듯이 완전한 <100> 집합조직으로 성장되는 다이아몬드 박막의 경우, 성장두께가 증가됨에 따라 기울임 부정합이 현저하게 감소되고, 결국 <100> 방향에서 다소 어긋난 경우보다 다이아몬드막의 정합성이 향상 될 것으로 예상되었다. 그러나 그림 5의 두께에 따른 X-ray (111) pole figure 집합조직 성장 결과는 <100> 집합조직으로 성장시킨 막에서 측정된 반가폭이 오히려 높은값을 가짐을 보여준다. 이러한 불일치는 X-ray peak의 반가폭에 미치는 결정결합의 영향 때문으

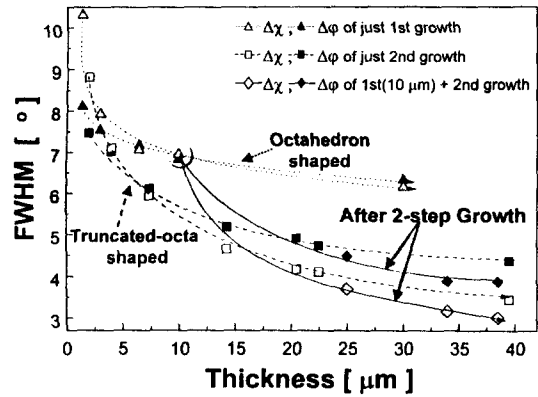


Fig. 5. Thickness dependence of the polar(Δχ) and the azimuthal(Δφ) directional FWHM values of the maxima in the measured {111} pole figures, which are obtained from the octahedral shaped and truncated octahedral shaped diamond films. And the evolution of the polar and azimuthal orientation distribution of the diamond films obtained using 2-step growth method, which shows the more increased orientation distribution with respect to the case of the truncated octahedral shaped diamond films.

로 생각된다. 일반적으로 결정결합이 증가할수록 X-ray peak의 반가폭은 증가하게 된다. 에피성장된 다이아몬드막의 경우, {111} 성장면이 {100} 성장면에 비해 결함 밀도가 3~4배 이상 높게 관찰되며,<sup>17)</sup> {111} 성장면으로 이루어진 다이아몬드막보다 {100} 성장면으로 이루어진 다이아몬드막이 결함이 적고 결정성이 우수함을 Raman 분석을 통해 확인되었다.<sup>18)</sup> 따라서 이러한 X-ray peak 반가폭을 증가시키는 원인 때문에 실제로는 <100> 집합조직으로 성장되었음에도 불구하고 octahedron 결정모양으로 성장되는 다이아몬드 박막에서 상대적으로 높은값의 반가폭을 얻은 것으로 생각된다.

입자의 정렬은 이미 <100> 집합조직을 통해 이루어졌으므로 (100) 성장면이 보여지는 2단계 성장에서는 더 이상 배열정도에 크게 영향을 미치지 않을 것으로 생각된다. 따라서 <100> 집합조직성장이 배열정도에 미치는 영향을 확인하기 위해 완전한 <100> 집합조직을 지니는 조건에서 10 μm 두께까지 1단계 성장시킨 후(Δχ = 6.95°, Δφ = 6.83°) (100) 성장면이 나타나는 조건에서(850°C, α ~ 2.5) 2단계 성장을 실시한 다이아몬드막의 반가폭 변화를 그림 5에 나타내었다. 이 경우 긴 점선으로 표시된 truncated-octa 증착조건에 비해, polar 및 azimuthal 모두 감소된 결과를 보여준다. 이때 (100) 면이 발달함으로 다이아몬드막내의 결함밀도는 유사할 것으로 생각되며, 반가폭의 차이는 2단계 성장의 경우 정합성이 향상되었기 때문으로 판단된다. 또한 X-ray {111} pole의 세기(intensity)는 에피성장된 입자의 상대적 양을 나타낸다. Truncated-octa 조건과 2단계 성장법을 통해 각각 39.5 μm와 38.5 μm까지 증착된 다이아몬드막에 대한 X-ray {111} pole figure는 그림 6. (a), (b)와 같다. 이때 각각의 경우에 대한 정합성의 상호비교를 위해서 그림 6. (b)의 세기를 기준으로 잡았다. {111} peak의 상대적인 비는 I<sub>2-step</sub> =

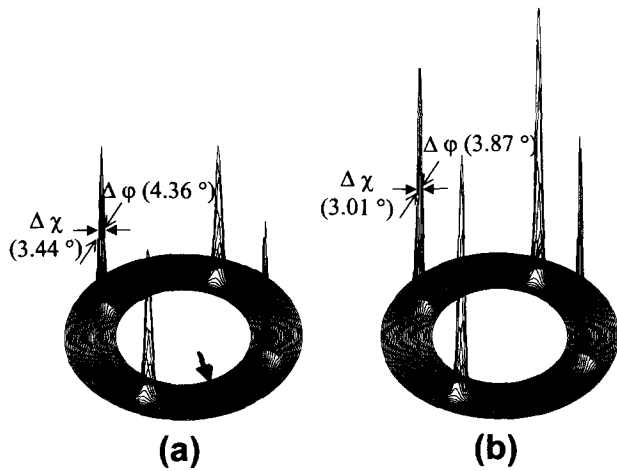


Fig. 6. {111} X-ray pole figures obtained from the highly oriented diamond films grown (a) for the condition (2% [CH<sub>4</sub>], 850 °C) with 39.5 μm thickness and (b) using 2-step growth method with 38.5 μm thickness.

1.7  $I_{\text{truncated-octa}}$  로 2단계 방법으로 성장된 막의 경우가 더 에피성장 되었음을 보여준다. 또한 각각의 polar, azimuthal 방향의 반가폭은 그림에 보이듯이 단순히 truncated-octa 조건에서 성장된 경우 ( $\Delta\chi = 3.44^\circ$ ,  $\Delta\phi = 4.36^\circ$ ) 보다 2단계 성장법을 통해 얻은 막의 경우 ( $\Delta\chi = 3.01^\circ$ ,  $\Delta\phi = 3.87^\circ$ ) 에서 감소된 결과를 보여준다. 그림 6.(a)에 화살표로 표시된 부가적인 peak들은 {111} 성장면에 형성된 쌍정을 의미한다. 이러한 부가적인 peak의 {111} peak에 대한 상대적인 크기의 감소는 {111} 쌍정 형성이 억제된 것을 보여준다.<sup>15)</sup> 1 단계 성장조건 (810 °C,  $\alpha \sim 3$ ) 에서 10 μm까지 성장시킨 경우 부가적인 peak의 {111} peak에 대한 상대적인 비는  $I_{\text{win}} = 0.1 I_{\text{111}}$ 으로 상대적으로 높은 값을 보이지만, 2 단계 성장법을 통해 얻어진 막의 경우  $I_{\text{win}} = 5 \times 10^{-3} I_{\text{111}}$ 로 현저하게 감소하고, 그림 6.(b)에서 보이듯이 이러한 부가적인 peak는 거의 관찰되지 않는다. 즉 쌍정과 같은 결함 역시 집합조직 성장을 통해 제어 가능성을 보여준다. 따라서 이러한 2단계 성장시킨 다이아몬드막의 {111} X-ray pole figure 반가폭의 감소와 {111} pole의 강도 증가를 통해, 근사단결정 막의 기관과의 정합성은 1단계 성장조건에 민감하게 영향을 받을 수 있다.

#### 4. 결 론

근사단결정 다이아몬드막의 정합성을 높이기 위하여, <100> 집합조직 성장의 1단계 성장과 (100) 면 성장을 위한 2단계 성장을 채택하였다. 이를 통하여 정합성과 평탄도가 월등히 개선된 근사단결정막을 합성하였다.

2단계 성장된 근사단결정의 정합성은 1단계 성장시 정합성 정도에 큰 영향을 받았다. 1단계 성장시 정합성은 두께에 따라 증가하여 포화값을 가졌고, 최소한 이 포화값만큼 1단계 성장이 필요함을 알 수 있었다. 즉, 1단계 성장을 통해 배열정도를 극대화하고 2단계 성장을 통해 평탄한 고풍향성 다이아몬드막 합성이 가능하였지만, 이러한 2단계 성

장에 의해서도 아직 미소입계를 완벽히 제거하기는 힘든 것으로 판단되었다.

#### 감사의 글

이 논문은 과기부 추천연구원 과제 지원으로 수행되었습니다.

#### 참고 문헌

1. B.R. Stoner, G.-H. Ma, S.D. Wolter and J.T. Glass, *Phys. Rev.*, **B 45**, 11067 (1992).
2. X. Jiang, R. Six, C.-P. Klages, R. Zachai, M. Hartweg and H.-J. Fuber, *Diam. Relat. Mater.*, **2**, 407 (1992).
3. X. Jiang and C.-P. Klages, *Diam. Relat. Mater.*, **2**, 1112 (1993).
4. B.R. Stoner, S.R. Sahaida and J.P. Bade, *J. Mater. Res.*, **8**, 1334 (1993).
5. S.D. Wolter, T.H. Borst, A. Vescan and E. Kohn, *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 3558 (1996).
6. C. Wild, P. Koidl, W. Muller-Sebert, H. Walcher, R. Kohl, N. Herres, R. Locher, R. Samlenski and R. Brenn, *Diam. Relat. Mater.*, **2**, 158 (1993).
7. Young-Joon Baik and Kwang Young Eun, *Advances in New Diam. Sci. and Tech.*, 231 (1994).
8. C. N. rg rd and A. Matthews, *Diam. Relat. Mater.*, **5**, 332 (1996).
9. H. Kawarada, T. Suesada and H. Nagasawa, *Appl. Phys. Lett.*, **66**, 583 (1995).
10. H. Kawarada, C. Wild, N. Herres, R. Locher, P. Koidl and H. Nagasawa, *J. Appl. Phys.*, **81**, 3490 (1997).
11. T.-Y. Seong, D.G. Kim, K.K. Choi and Y.J. Baik, *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 3368 (1997).
12. D.G. Kim, T.-Y. Seong and Y.J. Baik, *J. Electrochem. Soc.*, **145**, 2095 (1998).
13. Young-Joon Baik and Kwang Young Eun, *Thin Solid Films*, **212**, 156 (1992).
14. Young-Joon Baik and Kwang Young Eun, *J. Kor. Ceramic Soc.*, **31**, 457 (1994).
15. R. Hessmer, M. Schreck, S. Geier, B. Rauschenbach and B. Stritzker, *Diam. Relat. Mater.*, **4**, 410 (1995).
16. M. Schreck and B. Stritzker, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **154**, 197 (1996).
17. Y. von Kaenel, J. Stiegler, E. Blank, O. Chauvet, Ch. Hellwig and K. Plamann, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **154**, 219 (1996).
18. Young-Joon Baik, Kwang Young Eun and Andrzej Badzian, *2nd Inter. Conf. on the Appl. of Diam. Films and Relat. Mater.*, **ADC'93**, 709 (1993).