

## 고속 인상 초크랄스키 실리콘 단결정에서 성장 결함 분포

박봉모\* · 서경호 · 오현정 · 이흥우 · 유학도  
LG실트론, 연구소

### Distribution of Grown-in Defects in the Fast-pulled Czochralski-silicon Single Crystals

Bong Mo Park\*, Gyeong-Ho Seo, Hyun-Jung Oh, Hong-Woo Lee and Hak-Do Yoo  
R&D Center, LG Siltron Inc., #283, Imsoo-dong, Kumi, Kyungbuk 730-724, Korea

#### 요 약

고속인상은 후처리에 의하여 쉽게 제거될 수 있도록 성장 결함 분포를 작게 만들기 용이하다. 본 연구에서는, 1.0 mm/min 이상의 속도를 갖는 고속 인상 결정을 육성하였으며, 결정 내의 성장 결함 분포를 분석하였다. 최근의 Cz-Si 결정 성장에서 특정 온도구간에서의 냉각속도와 고액계면에서의 온도구배의 균일성 등이 성장 결함 형성에 대하여 인상속도보다 더 중요한 영향을 주는 것이 발견되었다. 따라서, 고속 인상 결정에서 냉각속도와 온도구배의 영향을 분석하였으며, 이를 실제 관찰된 결함 형성거동과 비교하였다. 이론적 고찰을 통하여 공동 결함 형성에 대한 유효인자( $\Omega$ )를 도출하였으며, 이로부터 공동 결함의 반경방향 분포 특성을 효과적으로 설명하였다.

#### Abstract

The fast pulling is easy to modify the distribution of grown-in defects toward fine size, which can be readily removed by additional treatment. In this experiment, The fast pulled crystals with high pulling rate over 1.0 mm/min were grown and their grown-in defect distributions were investigated. In our recent developments in the growth of Cz-Si, it could be found that the cooling rate in a specific temperature range and the uniformity of temperature gradient at solid/liquid interface are more important for the formation of grown-in defect than the pulling rate itself. We analyzed these cooling rates and temperature gradients for the various fast pulled crystals and compared them to the observed formation behavior of the grown-in defects. The effective factor ( $\Omega$ ) for the void defect formation was introduced and it could explain the radial distribution of void defects in the fast-pulled crystals effectively.

#### 1. 서 론

초크랄스키 실리콘(Czochralski silicon; Cz-Si) 결정 성장에서 적용가능한 성장 결함 제어 기술은 저속인상(slow pulling)과 고속인상(fast pulling)의 두 가지로 크게 분류 된다. 일반적으로 저속 인상의 경우는 결정 결함의 핵 형성이나 성장을 유발하는 과잉 점결함의 과포화도를 저감시키기에 충분한 시간적 여유를 제공할 수 있다. 동시에, 이미 형성된 결정 결함이 큰 크기로 성장할 수 있

는 시간적 여유를 줄 수 있는 측면도 있다. 이와는 반대로, 고속 인상의 경우 과포화도의 증가로 인하여 핵 형성 밀도는 증가하지만, 결정 결함의 성장 자체를 억제할 수 있는 매우 유용한 측면이 있다.

ULSI처럼 고도로 집적된 반도체 소자를 위해서는, 고속 인상 보다는 저속 인상된 고품질 실리콘 단결정이 선호되고 있다.<sup>1,2)</sup> 이것은 COP(crystal originated particle)<sup>3)</sup>로 불리는 공동(void) 결함을 보다 효과적으로 제어할 수 있기 때문이다. 그리

나, 에피텍셜(epitaxial) 또는 아닐드(annealed)<sup>4,6)</sup> 웨이퍼 등의 실용화로 인하여 높은 생산성과 생산 비용 절감이라는 측면에서 고속 인상 실리콘 결정의 가능성이 새롭게 인식되고 있다.

고속 인상의 경우, 성장된 결정 내의 결함들이 작은 크기의 영역에 분포하도록 만들기 쉬우며, 이렇게 작게 만들어진 공동 결함은 부가적인 처리에 의하여 쉽게 제거될 수 있다. 고속 인상된 결정으로 만든 실리콘 웨이퍼는 방사상으로 균일한 성장 결함 분포를 이루기 용이하다는 또 하나의 장점을 갖는다. 따라서, 높은 생산성과 미세 결함 분포를 갖도록 결정 인상 속도를 증가시키기 위한 다양한 연구가 지속적으로 이루어져 왔으며, 본 연구실에서도 주로 1.0 mm/min 이상의 인상속도에서 직경 200 mm 실리콘 단결정을 성장시키기 위한 연구를 수행하여 왔다.<sup>7)</sup> 그러나, 최근의 연구결과에 의하면, 1.6 mm/min 이상의 매우 높은 인상속도로 성장된 결정에서 방사상의 결함 분포가 오히려 분균일해 지는 현상이 발견되었으며,<sup>8)</sup> 이러한 현상의 발생 원인이나 기구 등은 아직 명확하게 이해되지 못하고 있는 실정이다.

최근에는 초크랄스키 실리콘 결정 성장로의 가열 부분의 단열 기술이 많이 발전 되었으므로, 같은 속도로 인상하는 경우에도 성장된 결정의 냉각 효과는 현저하게 증대되었다. 특히, 초크랄스키 실리콘 단결정에서는, 특정 온도대에서의 냉각 효과와 결정 성장 계면에서의 온도구배의 균일성 등이 성장 결함의 분포 특성에 상당히 밀접한 관계를 갖는 것으로 고려되어야 한다. 본 연구에서는 고속 인상된 결정에서의 냉각 효과를 분석하고, 이러한 냉각 효과가 성장 결함의 형성 거동에 미치는 영향을 비교 연구하였다.

## 2. 실험 방법

### 2-1. 결정성장 및 시험용 웨이퍼의 제작

상용의 대형 초크랄스키 실리콘 결정성장로를 이용하여 200 mm 직경의 Boron이 소량 첨가된 P-형 실리콘 단결정을 [100] 방향으로 성장시켰다. 초크랄스키 실리콘 결정 성장로의 가열 부분의 단열 조건을 제어하여 0.6~1.6 mm/min 사이의 다

양한 인상속도에서 결정을 육성하였다. 성장된 결정의 비저항(resistivity)은 8~12 Ωcm이며, 초기 산소 농도는 12~14 ppma(ASTM F121-83, new ASTM)이다.

여러가지 인상속도에 대한 성장 결함의 분포를 비교하기 위하여, 성장된 각 실리콘 단결정 봉의 동일한 위치에서 블럭을 절취하여 시험용 웨이퍼를 제작하였다. 단결정 블럭을 wire saw로 절단(slicing)하였고, 절단된 웨이퍼 표면의 기계적 손상 층을 충분히 식각한 후 웨이퍼의 원래 위치를 알 수 있도록 레이저(laser) 표식을 새겨 넣었다. 식각된 웨이퍼를 다시 세정한 후 한 면을 경면 연마(mirror polishing) 하였다.

### 2-2. 성장 결함 분포 측정

경면 연마된 시험용 웨이퍼의 일부는 30분간 세코(Secco) 에칭 한 후 광학 현미경 하에서 FPD(flow pattern defect)를 측정하였다. 이때 웨이퍼 직경을 따라 10×10 mm<sup>2</sup> 크기의 구간으로 나누어 각 영역 내에 존재하는 FPD의 수를 측정하였다. 다른 일부의 시험용 웨이퍼는 800°C에서 4시간 그리고 1000°C에서 16시간의 2단계 열처리한 후 Semilab사의 WT-85X를 이용하여 μ-PCD(photo-conductivity decay) lifetime map을 측정하였다. 열처리 전후 시편의 산소농도를 Bio-Rad사의 FTIR(QS-500)을 이용하여 측정 비교 함으로써 산소농도변화(Δ Oi)를 측정하였다.

경면 연마된 시험용 웨이퍼에 대하여, Tencor사의 SPI particle counter를 이용하여 LLS(localized light scatterer)를 측정하였다. LLS는 웨이퍼 표면에 존재하는 COP(crystal Originated Particle)와 먼지 등의 실제 입자를 모두 측정한 것으로, 약 80% 이상 대부분이 COP에 해당된다. 따라서, 측정되는 LLS의 경향성으로부터 결정 내에 형성된 성장 결함인 COP의 거동을 유추할 수 있다. 이를 위하여, 0.10~0.20 μm 범위에 대하여 0.02 μm 간격으로 LLS의 크기 분포를 측정하여 비교하였다.

### 2-3. 성장 결정 내의 온도분포 및 냉각효과 계산

결정 인상시 결정 내의 냉각속도를 계산 하기 위해서는 먼저 성장된 결정 내의 온도분포가 측

정되어야 한다. 그러나 결정 성장 중에 실제 온도를 측정하기는 어렵다. 따라서, 본 연구에서 사용된 조건에 대하여 STAHMAS 프로그램을 사용하여 전산모사를 통하여 온도 분포를 계산하였다.

초크랄스키 실리콘 단결정 성장시, 주요 성장 결함의 핵생성 및 성장 등에 기여하는 특성 온도 구간이 보고되어 있다. 전산모사로 얻어진 결정내의 분포로부터 결정 결함 거동의 특성 구간별 냉각효과를 계산하고, 이를 실제 관찰되는 결함 분포 거동과 비교하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3-1. 성장 결함 분포

실리콘 단결정에서는 점결함 특성이 격자간실리콘(self interstitial)이 우세한 영역과 공공(vacancy)이 우세한 영역으로 구분할 수 있는데,<sup>9-15)</sup> 보통의 초크랄스키 실리콘 단결정의 경우 이 두가지 영역이 경계를 이루고 공존한다. 이때 그 경계를 i-v 경계라 하며, 인접한 곳에 OSF(oxidation-induced stacking fault)-링이 존재하게 된다.<sup>12)</sup> OSF-링 주변 영역에서는 산소석출 거동이 민감하게 변하므로, 산소석출을 증진시키는 800°C에서 4시간 그리고 1000°C에서 16시간의 2단계 열처리에 의하여 비교적 쉽게 OSF-링 위치를 관찰할 수 있다.

Fig. 1은 각각 0.6 mm/min, 1.3 mm/min, 1.6 mm/min의 속도로 인상한 결정의 PCD lifetime map을

측정한 것이다. 0.6 mm/min의 저속으로 인상한 결정에서는 결정 반경의 중간 위치에서 OSF-링의 모양을 분명하게 관찰할 수 있었으나, 1.3 mm/min이나 1.6 mm/min의 고속으로인상한 결정에서는 OSF-링이 팽창하여 결정 바깥쪽으로 빠져나왔기 때문에 관찰되지 않는다. Fig. 1(a)와 같이 내부에 OSF-링이 존재하는 경우 그 주위로 성장 결함 형성 거동은 큰 변화를 나타낸다. 특히 웨이퍼를 열처리할 때 산소석출 거동이 영향을 많이 받게 되는데, Fig. 1(a)에서 OSF-링 형태가 분명하게 나타나는 것도 열처리시 산소 석출물 거동에 기인한 것이다.

800°C, 4시간과 1000°C, 16시간의 2-단계 열처리시 각 결정에 대한 산소 농도 변화는 Fig. 2에 나타낸 바와 같다. 열처리 전의 초기 산소 농도는 모두 13 ppma 정도의 유사한 값을 갖지만, 열처리 후의 산소 농도에는 차이를 나타내게 되며 이는 산소 농도 변화량의 차이로 나타나게 된다. Fig. 2(a)에서와 같이, 일반적으로 저속으로 성장한 실리콘 결정의 경우 OSF-링이 존재하며 성장 결정의 위치에 따라 OSF-링의 위치도 조금씩 변하게 된다. 이런 웨이퍼를 2-단계 열처리할 경우 OSF-링과 그 주변 영역에서는 산소 석출의 현저한 차이를 나타내게 된다. 그러나, Fig. 2(b)에서와 같이 충분히 고속으로 성장한 실리콘 결정의 경우 OSF-링이 제거되므로 열처리 후에도 산소 농도 변화의 불균일성이 나타나지 않게 된다.

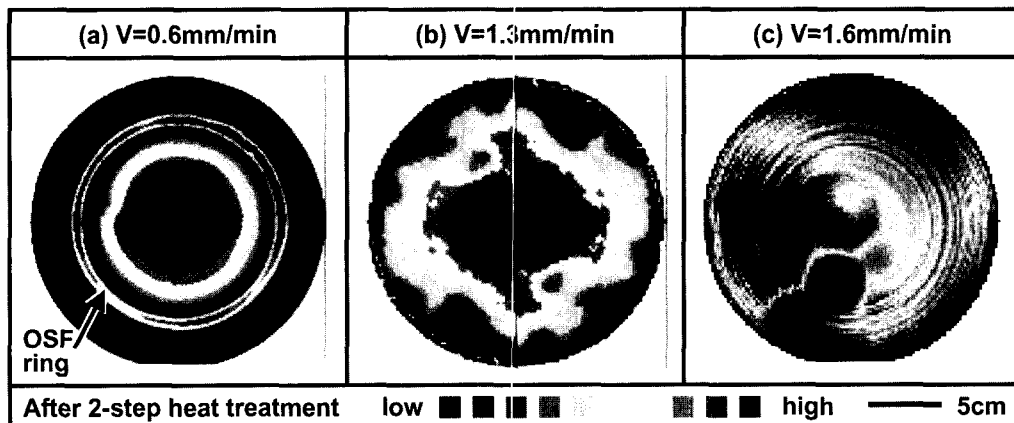


Fig. 1. The  $\mu$ -PCD(photo-conductivity decay) lifetime maps of Cz-Si wafers grown at various pulling rate, (a) 0.6 mm/min, (b) 1.3 mm/min, and (c) 1.6 mm/min.

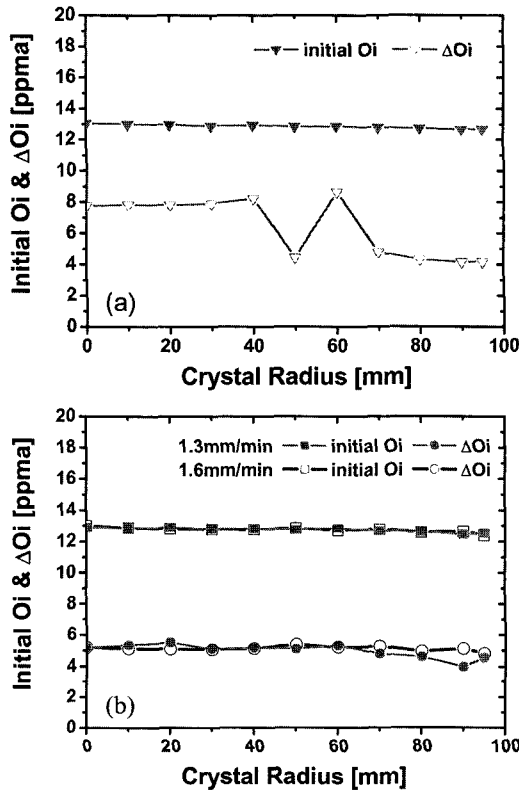


Fig 2. Radial profiles of initial Oi and  $\Delta$  Oi after 2-step heat treatment of Cz-Si wafers grown at various pulling rate, (a) 0.6 mm/min and (b) 1.3 mm/min and 1.6 mm/min.

어느 수준 이상으로 고속 인상하게 되면, Fig. 2(b)에서 1.3 mm/min 와 1.6 mm/min 의 속도로 인 상한 결정에서 처럼, 산소 농도 변화는 큰 차이가 없다. 그러나, Fig. 3에서 알 수 있듯이, 공공 응집 체인 COP의 크기 분포는 매우 다르게 나타낸다. 인상 속도가 높을 수록 큰 크기의 COP 생성은 억 제되며, 이는 공공 응집체의 성장이 억제되기 때 문인 것으로 알려져 있다.<sup>7)</sup> Fig. 3에서는 주로 0.1  $\mu$ m 이상의 크기를 갖는 LLS를 측정하 결과이 며, 1.6 mm/min의 속도로 인상하였을 때 1.3 mm/min의 속도로 인상한 경우보다 전반적으로 LLS 의 수가 줄어들음을 알 수 있다. 그러나 0.1  $\mu$ m 이 하의 더 작은 크기의 LLS를 측정한다면 1.6 mm/min의 고속으로 인상한 결정에서 결함 밀도가 더 높을 것으로 예상된다. 고속 인상의 경우 결정 과 냉각이 큰 경우에 해당되므로, 공공 응집체의 핵

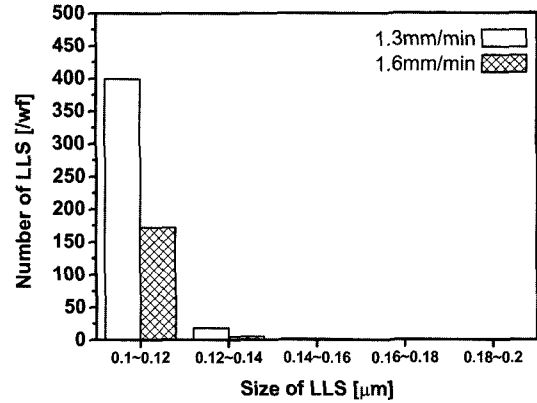


Fig. 3. The size distribution of the measured localized light scatterer (LLS) for the crystals pulled at rates of 1.3 mm/min and 1.6 mm/min.

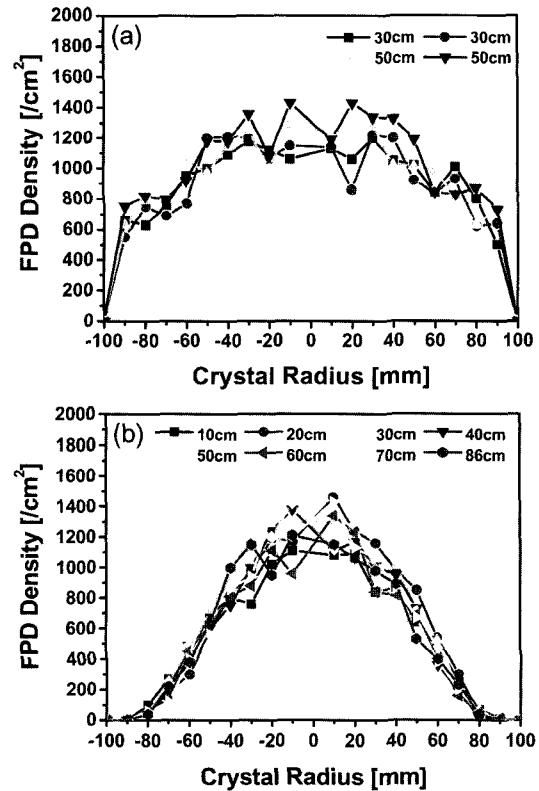


Fig. 4. The radial distribution of the measured flow pattern defect (FPD) for the sample wafers taken from various positions from the crystals pulled at rates of (a) 1.3 mm/min and (b) 1.6 mm/min.

형성은 촉진되는 반면 성장된 핵이 성장해나가는 것은 오히려 억제되기 때문이다.

Fig. 4는 세코 에칭 한 실리콘 웨이퍼의 직경을 따라  $10 \times 10 \text{ mm}^2$  크기의 구간으로 나누어 각 영역 내에 존재하는 FPD의 수를 측정하여 나타낸 그래프이다. 1.3 mm/min와 1.6 mm/min의 속도로 인상한 결정 모두 중심영역에서의 FPD 밀도는 비슷한 수준임이 확인된다. 그러나, 결정의 바깥쪽 영역에서는 1.6 mm/min의 고속으로 인상하였을 때 FPD 밀도가 현저히 낮아지는 것이 관찰되었다. 이는 고속 인상의 경우 FPD 밀도가 전반적으로 높아질 것이라는 예상과는 달리, 어느 수준 이상의 고속 인상에서는 오히려 FPD 밀도도 감소할 수 있다는 것을 의미한다.

### 3-2. 성장 결정 내의 온도 분포

결정 성장 시 결함 형성 거동을 효과적으로 제어하기 위해서는 성장되는 결정 내의 온도분포를 이해할 수 있어야 한다. 그러나 성장 중인 결정의 내부 온도 분포를 직접 측정하기는 어려우므로 일반적으로 전산 모사를 이용하고 있다. 그리고, 유효한 결과를 얻기 위해서는 실제 상황과 전산 모사 결과를 비교 점검하는 보정 과정을 반드시 거쳐야 한다.

본 연구에서는 STAHMAS 프로그램을 사용하여 0.6 mm/min(A), 1.3 mm/min(B), 그리고 1.6 mm/min(C) 등의 세 가지 속도로 인상한 초크랄스키 실리콘 결정에 대하여 각각 전산 모사하였으며, 그 결과는 Fig. 5에 나타낸 바와 같다. Fig. 5(a)는 세 가지 결정 내부에서의 온도 분포를 등온선으로 표시한 것이며, Fig. 5(b)는 결정 중심 축에서의 수직 방향으로의 온도를 거리에 따라 표시한 것이다. 인상 속도가 높아질수록 성장 계면에 가까운 영역에서는 등온선의 간격이 작아지므로 결과적으로 결정 내부의 축 방향 온도분포 곡선의 기울기가 커지는 것을 알 수 있다.

실리콘의 융점은 약  $1412^\circ\text{C}$ 이며, 용액이 냉각되어 결정화될 때 결함 형성에 미치는 영향을 특정 온도구간으로 분리하여 생각할 수 있다.<sup>16,17)</sup> 일반적으로  $1200^\circ\text{C}$  정도까지 냉각되는 온도구간( $\Delta T_1$ )에서는 주로 점결합의 과포화 상태 및 핵생성 등이 결정되며,  $1200\sim 1000^\circ\text{C}$  온도구간( $\Delta T_2$ )에서는 공공 결함이 성장하게 되며,  $1000\sim 800^\circ\text{C}$ 의 온도구간( $\Delta T_3$ )에서는 주로 산소석출물이 형성되는 것

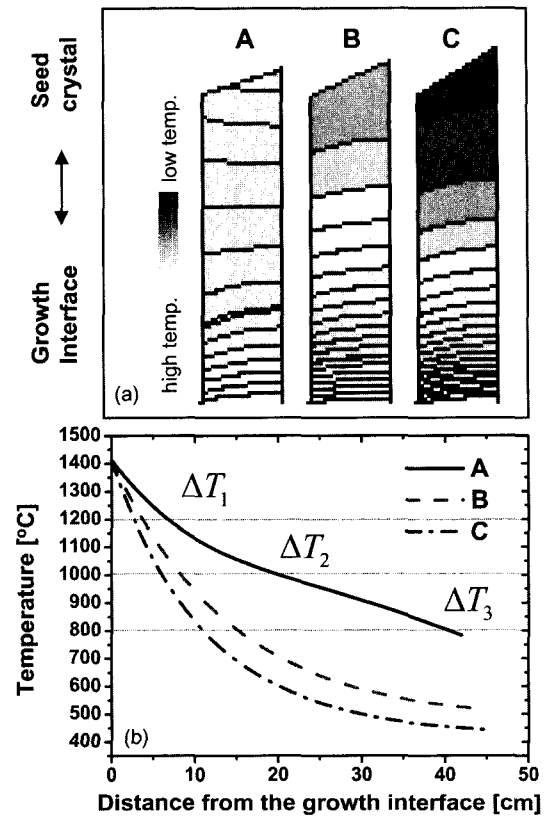


Fig. 5. The simulated temperature profiles when the crystals are being grown at the body length of 60 cm. (a) Isotherms with interval of  $50^\circ\text{C}$  and (b) vertical temperature profiles along the central axes of the grown crystals. A : 0.6 mm/min, B: 1.3 mm/min, and C: 1.6 mm/min.

으로 이해되고 있다. 따라서, 이러한 특성 온도구간에서의 실질적 냉각효과를 비교할 필요가 있다. 해당 온도구간에서의 온도구배(G)와 결정 인상속도(V)의 곱은 냉각속도로 정의된다.<sup>18)</sup> Fig. 5에서 나타낸 세 가지 결정에 대한 특성 온도구간 별 냉각속도를 Fig. 6(a)에 나타내었으며, 저속 성장 결정에 대한 온도구간 별 상대적 냉각 속도의 비(ratio)를 Fig. 6(b)에 나타내었다. 인상속도가 높을수록 대체적으로 구간별 냉각 속도도 크게 높아짐을 알 수 있다. 특히, 1.6 mm/min의 인상속도는 1.3 mm/min 보다 조금 증가 되었지만, 결정 내의 온도분포 기울기가 매우 커졌으므로  $\Delta T_3$ 와  $\Delta T_2$  구간에서의 실질적인 냉각속도 증가 비율은 매우 커짐을 알 수 있다. 이런 경우 결함 형성 온도구

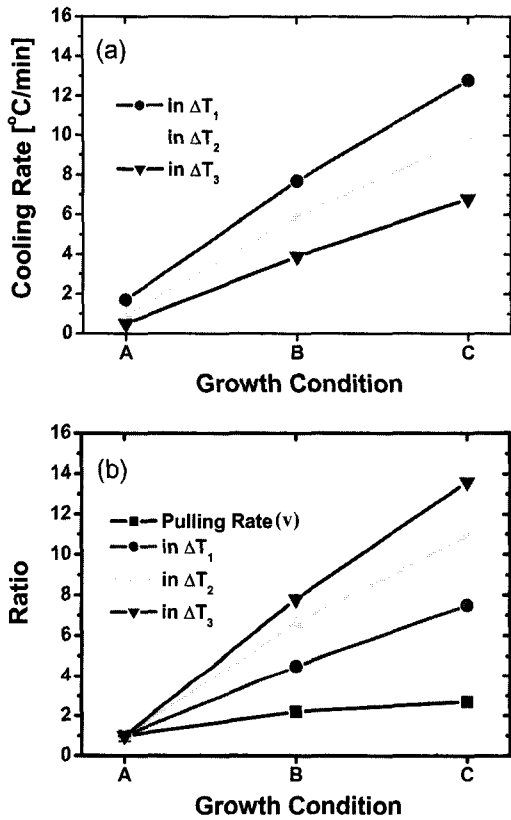


Fig. 6. Cooling rates in the specific temperature ranges for the crystals with various pulling rates of A: 0.6 mm/min, B: 1.3 mm/min, and C: 1.6 mm/min. Comparisons of (a) cooling rates and (b) ratios of cooling rates and pulling rates with respect to those of crystal pulled at 0.6mm/min, where  $\Delta T_1$ : 1412~1200°C,  $\Delta T_2$ : 1200~1000°C,  $\Delta T_3$ : 1000~800°C.

제되는 효과가 나타날 수 있을 것으로 고려된다.

Fig. 7은 두 가지 고속 인상 결정에 대한 결정 반경 방향으로 성장 계면에서의 온도구배 분포를 나타내고 있다. 1.6 mm/min의 고속 인상의 경우 반경 방향으로의 온도구배 변화가 더욱 급격해지며, 따라서 성장 결함 형성을 위한 점결함 과포화도를 결정하는 주요인자로 해석되는  $V/G_0$ <sup>12,18)</sup> 값의 반경 방향 분포도 급격해지는 경향을 나타낸다. 각 온도구간 별 냉각속도의 결정반경 방향 분포를 나타내면 Fig. 8과 같다. 1200°C 이하의 온도구간에서는 인상속도의 차이에 따른 반경 방향으로의 냉각속도의 분포 변화는 크지 않다. 그러나, 1412~1200°C의 온도구간에서는 인상속도가 1.6 mm/

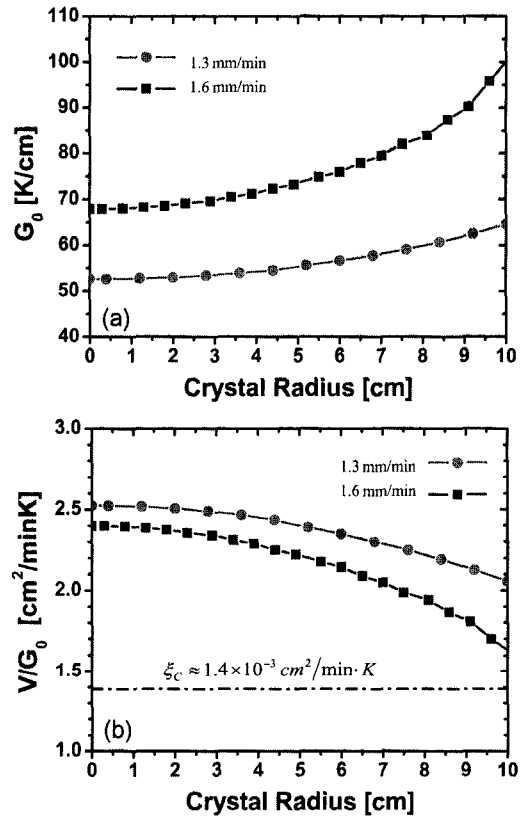


Fig. 7. The radial variations of the simulated (a) temperature gradient ( $G_0$ ) and (b)  $V/G_0$  at the solid-liquid interface for the crystals pulled at rates of 1.3 mm/min and 1.6 mm/min.

min 일때 온도구배 분포 변화에 기인하여 냉각속도의 변화도 큰 것을 알 수 있다. 이런 특성적 변화는 Fig. 4에서와 같이 인상속도가 크게 증가되었을 때 성장 결함의 반경 방향 분포 균일성이 나빠지는 원인이 될것으로 생각된다.

### 3-3. 성장 결함 형성에 대한 이론적 고찰

공공 응집체인 공동 결함의 형성은 공공의 과포화에 의한 석출과정으로 이해되며, 핵형성과 성장을 통하여 이루어지는 것으로 알려져 있다. 따라서, 앞 절에서 논의된 성장계면 또는 고액 계면에서의 온도구배 분포와 온도구간 별 냉각효과 등이 공동 결함 형성에 미치는 효과에 대한 이론적 고찰이 필요하다. 각 온도구간 별 효과의 크기와 예상 효과 등에 대하여 정리하면 Table 1과 같다.

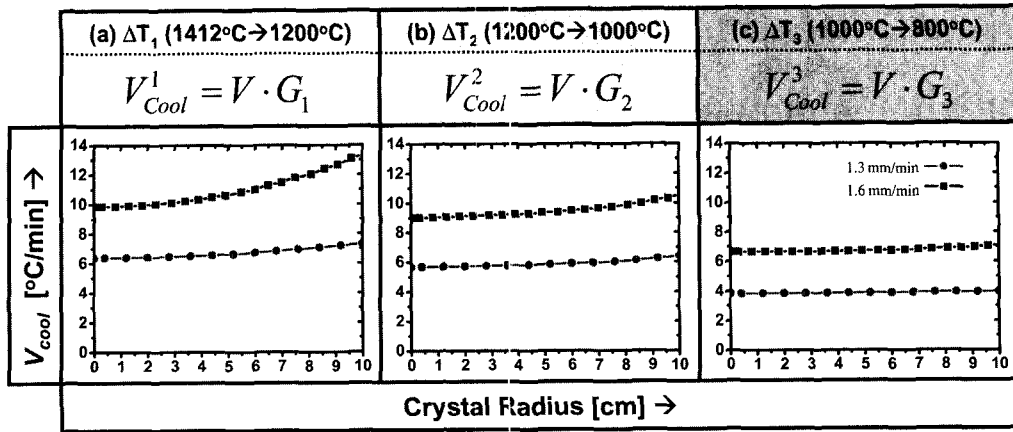


Fig. 8. The radial variations of the simulated cooling rates (a) in  $\Delta T_1$ : 1412~1200°C, (b) in  $\Delta T_2$ : 1200~1000°C, and (c) in  $\Delta T_3$ : 1000~800°C for the crystals pulled at rates of 1.3 mm/min and 1.6 mm/min.

Table 1. Effects of cooling in the specific temperature ranges for the formation of grown-in defects

Item <sup>a)</sup>	Effects	Direction <sup>b)</sup>	Value
$\Delta$	Determine the amount of excess point defect (origin of the vacancy super-saturation)	+	$K\left(\frac{V}{G_0} - \xi_c\right)^n$
$V_{Cool}^1$	Affect the degree of super-saturation of excess vacancy (control the vacancy cluster nucleation)	+	$V \cdot G_1$
$V_{Cool}^2$	Affect the reaction time of vacancy clustering (control the vacancy cluster growth)	+	$V \cdot G_2$
$V_{Cool}^3$	Affect the consumption process of residual vacancy (i.e. oxygen precipitation, OSF nuclei formation)	○	$V \cdot G_3$

<sup>a)</sup> $\Delta$  is supersaturation at the solid-liquid interface,  $V_{Cool}^1$  is cooling rate in  $\Delta T_1$ : 1412~1200°C,  $V_{Cool}^2$  is cooling rate in  $\Delta T_2$ : 1200~1000°C, and  $V_{Cool}^3$  is cooling rate in  $\Delta T_3$ : 1000~800°C.

<sup>b)</sup>‘+’ means the positive contribution to the void defect formation. ‘○’ means no contribution.

여기서 공동 결함의 형성에 직접적으로 영향을 미치는 인자는 결정 성장 계면에서의 과잉 점결함의 과포화도  $\Delta T_1$  및  $\Delta T_2$ 에서의 냉각속도 등이다. 이러한 인자들이 상호 간섭하므로, 공동 결함 형성에 대한 효과는 공동의 과포화도 ( $\Delta$ ), 공동 결함의 핵형성 속도 ( $dN/dt$ ), 공동 결함의 성장 속도 ( $dr/dt$ ) 등의 곱으로 표현할 수 있다.

일반적으로 과잉 공동의 농도는 성장 계면에서의  $V/G_0$  값과 임계값 ( $\xi_c$ )의 차이에 의존하므로 식 (1)과 같이 나타낼 수 있다. 여기서  $K$ 는 상수이며,  $n$ 은 의존도를 나타내는 임팩트(impact) 인자이다.

$$\Delta = K\left(\frac{V}{G_0} - \xi_c\right)^n \quad (1)$$

핵형성 가속화에너지가  $\Delta F^*$  일 때, 핵형성 속도는

식(2)와 같이 나타낼 수 있으며,

$$\frac{dN}{dt} = A \cdot \exp\left(-\frac{\Delta F^*}{kT}\right) \quad (2)$$

여기서,  $\Delta F^* \propto (\Delta F_V)^{-2}$ 의 관계를 가지며, 공동 결함 형성 시 에너지 변화량  $\Delta F_V$ 는 주로 핵형성이 이루어지는 온도구간에서의 냉각속도  $V_{Cool}^1 = V \cdot G_1$ 에 비례하므로 식(2)는 식(3)과 같이 변형될 수 있다. 여기서  $A$ 는 상수이며,  $m$ 은 여러가지 비례상수를 포함하는 실수값이다.

$$\frac{dN}{dt} = A \cdot \exp\left[-\frac{m}{(V \cdot G_1)^2}\right] \quad (3)$$

그리고, 공동 결함의 성장 속도 ( $dr/dt$ )는 주로 성장이 일어나는 온도구간에서의 냉각속도  $V_{Cool}^2 = V \cdot$

$G_2$ 에 비례하므로 식(4)와 같이 표현할 수 있다. 여기서  $B$ 는 상수이다.

$$\frac{dr}{dt} = B \cdot V \cdot G_2 \quad (4)$$

따라서, 공동 결함 형성에 대한 효과는 식 (1), 식 (3), 그리고 식(4)의 곱으로 표현될 수 있으므로 식(5)와 같이 나타내어 진다.

$$\Delta \cdot \frac{dN}{dt} \cdot \frac{dr}{dt} = K \left( \frac{V}{G_0} \xi_c \right)^n \left\{ A \cdot \exp \left[ -\frac{m}{V \cdot G_1^2} \right] \right\} (B \cdot V \cdot G_2) \quad (5)$$

여기서, 상수부분을 제외하고 온도구배 및 인상속도와 관계있는 부분만을 분리하여 공공 결함 형성에 대한 유효인자( $\Omega$ )로 정리하면 식(6)과 같이 나타낼 수 있다.

$$\Omega = \left( \frac{V}{G_0} \xi_c \right) \cdot (V \cdot G_2) \cdot \exp \left[ -\frac{m}{(V \cdot G_1)^2} \right] \quad (6)$$

이렇게 나타내어진  $\Omega$  값은 공동 결함 형성 가능성을 가시적으로 나타내는 인자로 이해될 수 있다.

Fig. 5와 Fig. 6에 나타낸 1.3 mm/min와 1.6 mm/min 인상속도의 조건에 대하여,  $n$ 과  $m$ 의 두 인자의 값을 변화시켰을 때 식(6)의  $\Omega$  값의 결정 반경 방향으로의 분포 특성 변화를 Fig. 9에 나타내었다. 인상속도가 높아지면 전반적으로  $\Omega$  값도 증

가 하면서 반경방향으로의 분포 특성도 더욱 볼록한 모양이 됨을 알 수 있다.  $n$  값이 일정하고  $m$  값이 증가하면,  $\Omega$  값의 수준은 높아지지만 반경 방향으로의 분포 특성의 변화는 크지 않은 것으로 판단된다. 그러나,  $m$  값을 일정하게 두고  $n$  값을 증가시키면, 인상속도의 차이에도 불구하고 중심 영역에서의  $\Omega$  값의 수준은 큰차이를 보이지 않는 반면, 외부 영역에서는 인상 속도가 높을 때  $\Omega$  값이 상당히 낮아짐을 확인할 수 있다. 이러한 결과는 Fig. 4에 나타낸 FPD 밀도 측정 결과와 비교적 잘 일치됨을 알 수 있다. 특히, 성장 결함의 반경 방향으로의 분포 특성은 식(1)의 값에 가장 크게 의존하며,  $n$  값이 3 이상일 때 관찰된 실험 결과를 비교적 잘 설명할 수 있음을 확인하였다. 이러한 결과로부터, 온도구배와 인상속도 등의 증가로 냉각효과가 증가 되었을 때, 공동 결함과 같은 성장 결함의 형성 거동을  $\Omega$  값의 분포로부터 평가할 수 있음을 알 수 있다.

초크랄스키 실리콘 단결정 성장에 있어서,  $V$ 와  $G$  등의 결정 성장 조건을 효과적으로 제어하여  $\Omega$  값이 낮아지게 하고 반경반향으로의 분포를 균일하게 한다면, 공동 결함의 밀도를 낮추면서도 균일한 분포를 갖는 성장시킬 수 있을 것으로 고려된다. 이와 같이 성장 결함 형성 거동을 보다 효과적으로 제어하기 위해서는, 식(6)에서  $n$ 과  $m$  값의 변화에 따른  $\Omega$  값의 변화 거동과 실제 결함 분석 결과에 대한 더욱 다양하고 자세한 비교 연구

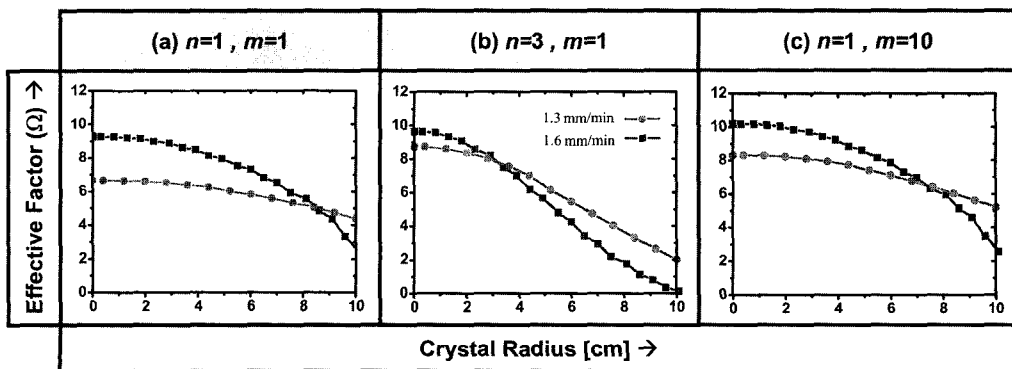


Fig. 9. The radial variations of the calculated  $\Omega$  values in the equation (6) with different values for impact factors, (a)  $n = 1$  and  $m = 1$ , (b)  $n = 3$  and  $m = 1$ , (c)  $n = 1$  and  $m = 10$  for the crystals pulled at rates of 1.3 mm/min and 1.6 mm/min.



가 필요하다.

#### 4. 결 론

Cz-Si 단결정 성장 시, 고속 인상된 결정에서의 특성 온도 구간 별 냉각 효과를 분석하고, 이러한 냉각 효과가 성장 결함의 형성 거동에 미치는 영향을 비교 연구하였다. 특정 온도 구간에서의 냉각효과와 결정 성장 계면에서의 온도구배의 균일성 등이 성장 결함의 분포 특성에 상당히 밀접한 관계를 가지며, 핵형성 및 성장에 의한 석출물 형성의 이론적 고찰로부터 공동 결함 형성에 대한 유효인자  $\Omega$ 를 도출하였으며, 이를 실제 관찰된 결함 형성 거동과 비교 분석하였다.

결정 인상속도가 증가하면 전반적으로 공동 결함의 밀도가 증가하면서 반경 방향으로의 분포는 균일해지는 것으로 알려져 왔다. 그러나, 최근의 고속 인상 결정에서는 오히려 반경 방향으로의 결함 분포가 더 불균일해지는 현상이 관찰되었으며, 이러한 현상은 고속인상된 결정에서 특성 온도 구간 별 온도구배 및 냉각효과와 관련이 있다. 본 연구에서는 이러한 현상을 유효인자  $\Omega$ 를 이용하여 효과적으로 설명하였다.

#### 참고문헌

- Hourai, H., Nishikawa, H., Tanaka, T., Umeno, S., Asayama, E., Nomachi, T. and Kelly, G., in Silicon Materials Science and Technology: Semiconductor Silicon 1998, H. R. Huff, U. Gosele and H. Tsuya, Editors, PV 98-1, p. 453, The Electrochemical Society Proceedings Series, Pennington, NJ (1998).
- Park, J. G., Lee, G. S., Park, J. M., Chon, S. M. and Chung, H. K., in The SEMI Symposium Focused on Silicon Wafers, p.E-1, SEMI Silicon Wafer Symposium, SEMI (1998).
- Ryuta, J., Morita, E., Tanaka, T. and Shimanuki, Y., *Jpn. J. Appl. Phys.*, **29**, L1947 (1990).
- Kubota, H., Numano, M., Amai, T., Miyashita, M., Samata, S. and Matsushita, Y., in Semiconductor Silicon 1994, H. R. Huff, W. Bergholz and K. Sumino, Editors, PV 94-10, p. 229, The Electrochemical Society Proceedings Series, Pennington, NJ (1994).
- Yanase, Y., Nishihata, H., Ochiai, T. and Tsuya, H., *Jpn. J. Appl. Phys.*, **37**, 1 (1998).
- Adachi, N., Hisatomi, T., Sano, M. and Tsuya, H., in Silicon Materials Science and Technology: Semiconductor Silicon 1998, H. R. Huff, U. Gosele and H. Tsuya, Editors, PV 98-1, p. 698, The Electrochemical Society Proceedings Series, Pennington, NJ (1998).
- Park, B. M., Seo, G. H. and Kim, G., *J. Crystal Growth*, **222**, 74 (2001).
- Park, B. M., Seo, G. H., Oh, H.-J. and Yoo, H.-D., The 13th American Conference on Crystal Growth and Epitaxy (ACCGE-13), Burlington, Vermont, USA, August 12-16 (2001).
- Sadamitsu, S., Umeno, S., Koike, Y., Hourai, M., Sumita, S. and Shimatsu, T., *Jpn. J. Appl. Phys.*, **32**, 3675 (1993).
- Kato, M., Yoshida, T., Ikeda, Y. and Kitakawara, Y., *Jpn. J. Appl. Phys.*, **35**, 5597 (1996).
- Nishimura, M., Yoshino, S., Motorura, H., Shimura, S., Mchedidze, T. and Hikone, T., *J. Electrochem. Soc.*, **143**, L243 (1996).
- Voronkov, V. V., Falster, R. and Holzer, J. C., in Crystalline Defects and Contamination: Their Impact and Control in Device Manufacturing II, B. O. Kolbesen, P. Stallhofer, C. Claeys and F. Tardiff, Editors, PV 97-22, p. 3, The Electrochemical Society Proceedings Series, Pennington, NJ (1997).
- Dornberger, E. and von Ammon, W., *J. Electrochem. Soc.*, **143**, 1648 (1996).
- Park, B. M., in Silicon Materials Science and Technology: Semiconductor Silicon 1998, H. R. Huff, U. Gosele and H. Tsuya, Editors, PV 98-1, p. 515, The Electrochemical Society Proceedings Series, Pennington, NJ (1998).
- Park, B. M., Seo, G. H. and Kim, G., *J. Cryst. Growth*, **203**, 67 (1999).
- Harada, K., Furuya, H. and Kida, M., *Jpn. J. Appl. Phys.*, **36**, 3366 (1997).
- Park, B. M., Seo, G. H. and Kim, G., *Korean. J. Cryst.*, **11**, 200 (2000).
- Voronkov, V. V., *J. Cryst. Growth*, **59**, 625 (1982).