Journal of Korean Association of Crystal Growth
Vol. 4, No. 4 (1994) 336-346

용융상태에서의 silicon과 carbon의 반응에 관한 연구

이명준, 김법진, 강승민, 최종건, 전병식, 오근호
한양대학교 무기재료공학과, 서울, 133-791

A study on the reaction between silicon in melt and carbon

M.J. Lee, B.J. Kim, S.M. Kang, J.K. Choi, B.S. Jeon and Keun Ho Orr
Dept. of Inorganic Materials Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

요 약 용융 silicon과 carbon 입자가 어떠한 반응관계를 나타내는가를 알아보기 위하여 silicon만으로 된 powder와 silicon에 carbon을 0.2 wt%의 비율로 혼합한 powder를 silicon의 용융점 이상의 고온인 1450℃, 1550℃, 1650℃, 1700℃에서 각각 1시간, 4시간을 유지시킨 다음 quenching시켜 각각의 조건에 따른 반응의 정도 및 상의 분포와 morphology의 분석을 통해 melt silicon의 morphology 변화, carbon이 함유된 silicon의 조건에 따른 물성변화 및 SiC의 형성여부를 조사하기 위하여 광학현미경과 SEM, XRD 등을 이용하여 시편의 미세구조 및 결정화 양상을 관찰하였다. 용융점 이상의 온도에서 quartz는 연화하여 분해반응을 일으켜 산소를 내놓고 이것이 silicon과 결합하여 SiO로써 기체상태로 휘발하게 되어 silicon melt에 산소침투로 인한 표면결함을 형성하며, liquid silicon속에 용융되어있던 carbon과 불순물로써 grain boundary를 따라 존재하고 있는 미반응의 carbon이 용융상태 silicon과 반응하여 SiC를 형성한다. SiC 결정은 고화계면에서 발생하게 되며 생성되는 결정은 α-SiC이었다.

Abstract We studied the reaction between silicon and carbon. Silicon granules and silicon with 0.2 wt% carbon powders were prepared for sample and then they were heated up to the 1450℃, 1550℃, 1650℃, 1700℃ and were dwelled 1 hr and 4 hrs, respectively. We studied the change of morphologies of molten silicon and the formation of SiC following the reaction with carbon using optical microscope, SEM, and XRD. Above the melting point of silicon, oxygens are precipitated during the decomposition of quartz used crucible. SiO formed from the reaction between molten silicon and precipitated oxygen evaporated and made the surface defects. SiC were formed with the reaction between the unreacted carbon and molten silicon. Polytype of the SiC formed at the solidification interface was α-SiC.

1. 서 론

대기압하에서 액상의 silicon이 금속성을 나타냄에 반하여 결정질의 silicon은 반도성을 나타낸다. 이와같은 반도체에서 금속상으로의 전이는 매우 흥미로울뿐아니라 중요하다. 그러나 액상 silicon의 기본적인 물성은 아직까지 거의 밝혀지지 못한 상태에 있다. 이에 표면의 형상을 살펴봄으로써 내부의 구조에 대한 정보를 어느정도 알 수 있으리라 본다. Carbon은 융액(예를들어 CZ 및 FZ silicon)으로부터 또는 기상(CVD 및 MBE)으로부터 성장시킨 단결정 silicon에서 가장 흔하게 존재하는 불순물이며 silicon에서 carbon의 확산계수는 device 공정의 고온 열처리 과정에서의 결함형성에 영향을 미치는 중요한 특성이다. Silicon 융액에서 carbon의 용해도를 조사한 것은 R. I. Scace [1]등에 의해 50년대부터 행해졌으며 이후 고온에서의 silicon 융액 및 silicon과 carbon의 반응에 관한 연구는 silicon에 함유된 불순물로서의 역할에 머무른채 현재까지 진행되어 왔다. 상업용의 반도체에 사용하는 silicon은 일반적으로 고상의 silicon에서 용해도를 측정하기위해 필요한 충분한 양의 carbon을 함유하고 있지 않으므로 용융 silicon과 carbon 입자가 어떠한 반응관계를 나타내는가를 조사하기 위하여는 일정량 이상의 carbon을 일부러 첨가할 필요가 있으며 silicon에 carbon 입자를 혼합하여 silicon의 용융온도인 1430℃ 이상으로 용융온도를 변화시켜 가며 일정시간 이상 유지시켰을 경우 용융상태의 silicon 속에서 고상의 carbon 입자는 어떻게 반응이 진행되는가를 조사하고 이것이 최종적으로 재료의 물성에 어떠한 영향을 미치는가를 규명하고자 한다.

2. 문헌조사

2.1. Silicon에서의 결함

다양한 방법에 의해 성장된 silicon이 물질구조와 특성에 관한 점결함의 영향을 분석하기 위해 사용되었다[2]. 이때 각각의 입경 및 결정성은 초기온도와 지엽적인 열 이동속도(열전달계수)에 따른 불균일 핵생성의 가능성에 좌우된다[3]. 용융상태의 silicon에서 주요한 불순물은 Carbon과 Oxygen이며 산소는 주로 도가니로 사용한 quartz로부터 도입되는 것으로 알려져있다. 산소의 석출은 CZ silicon 결정의 경우에는 성장방향을 따라 발생하며 표면근처에서는 산소의 석출이 발견되지 않는다[4]. Swirl defect와 같은 미세결함은 carbon과 같은 특정한 불순물과 점결함의 결합으로 생성되는 것으로 보고되었으며 [5], Dopant 불순물과 산소는 다양한 형태의 미세결함의 형성을 좌우한다.

Kezmerski[6]등은 grain boundary segregation 현상의 불균일성을 검출했다. 첫번째는, bulk 영역에서의 grain boundary segregation으로 특징지워지고 두번째는, 서로 다른 계면에너지 상태에 따른 grain boundary system에서 segregation effect를 통해 발생한다. Grain boundary는 불순물 capture로 작용하며 각각의 bulk grain에서 불순물의 양을 감소시킨다. 그리고, 이때 불순물은 grain boundary를 따라 매우 불균일하게 분포되어있다. 따라서 coherent grain boundary나 twin boundary에 의해 독립적으로 경계지어진 grain은 종종 매우 작은 양의 불순물을 갖는다. 액상의 silicon은 crucible의 silica와 다음과 같이 반응한다[7].

$$Si + SiO_2 \longleftrightarrow 2(SiO)$$

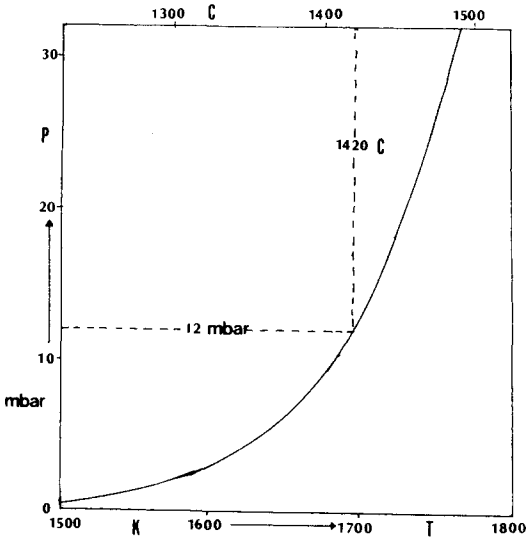


Fig. 1. Vapour pressure curve of silicon monoxide (SiO).

열대류를 통해 융액 내부로 전달된 산소는 도가니 내부의 높은 압력에도 불구하고 SiO의 형태로 융액표면에서 빠르게 증발한다는 사실은 잘 알려져 있다. Fig. 1에서와 같이 silicon의 m.p.에서 SiO의 증기압은 12 mbar이며 온도에 따라 빠르게 증가한다. 융액에서 산소의 양은 다음의 영향을 받는다.

(a) silica-melt interface에서 melt diffusion layer의 두께
(b) interface에서 온도
(c) melt와 silica에서 불순물 농도

전위밀도는 적절한 열처리에 의해 급격히 감소한다[8]. Kalejs[2]등은 융액으로부터 성장된 다결정질 silicon에서 미세결함의 형성에 대한 점결함, carbon, oxygen의 관계 및 미세결함 형성기구에 영향을 미치는 결정성장 변수를 조사하였다. 성장된 결정에서 점결함에 관련된 정보는 일반적으로 etch pits에 관한 연구로부터 시작되며 etch pits 분포는 미세결함의 pattern을 반영하며 다결정질의 silicon에서 재료의 본질적인 특성과 관련된 점결함을 해석하기 위한 data를 제공한다[3]. 이와같은 실험적 관련성을 이해하기 위한 첫 단계로써 점결함 거동에서 결정성장 인자에 의한 장애와 미세결함 형성기구에 대한 이해가 필요하다.

2.2. Silicon에서의 탄소

Carbon은 용융 silicon에서 약간의 용해가 일어난다. Carbon-liquid silicon간의 반응에 관한 상세한 분석을 위한 좀더 자세하고 충분한 기초 data가 Scace와 Slack[1] 등에 의해 liquid silicon에서 carbon의 용해도로 주어졌으며, Gnesin과 Raytchenko [9] 등은 liquid silicon에서 carbon의 확산계수를 조사했으며 liquid silicon의 밀도, 열전도도, 비열의 온도에 따른 변화가 또한 조사되었다.(Table 1 참조)

Carbon의 양이 증가함에 따라 silicon의 포화량도 따라서 증가하고 온도구배는 감소한다[2]. Carbon은 점결함 평형과 미세결함의 형성에 중요한 역할을 수행한다. 이와같은 carbon양의 증가는 미세결함 핵생성 위치의 형성과 계속해서 냉각과정에서의 생성기구에 대한 일반적인 개념의 정립을 요구한다[2].

Silicon에서 carbon의 용해도는 온도의 함수로써 나타낼 수 있다. Liquid silicon에서 1700℃까지의 carbon의 용해도가 Hall[10]에 의해 측정되었으며 용융점일 때 liquid silicon에서 carbon의 용해도는 $3.0 \pm 0.3 \times 10^{18}$ A/cm^{3}이다[1]. Racette[9]의 실험에 따르면 실험시간의 증가는 carbon 용해도의 증가를 가져오는 것을 알 수가 있다.

2.3. SiC 형성기구

Table 1
Data for the carbon-liquid silicon system [9]

	1770K	2200K	2300K	2350K	2400K	2500K
C_e(g/cm^3)	1×10^{-4}	2.7×10^{-4}	5.1×10^{-4}	6.7×10^{-4}	8.5×10^{-4}	1.3×10^{-4}
D_C(10^5 cm^3/s)	5.3	9.3	10.2	10.6	11.1	12.0
ρ (g/cm^3)	2.47	2.25	2.32	2.31	2.30	2.27

C_e : Equilibrium solubility of carbon in liquid silicon.
D_C : Diffusion coefficient of carbon in liquid silicon.
ρ : Density of liquid silicon.

전위를 따라 precipitation array가 있으며 이것이 무엇인지는 정확하게 밝혀지지는 않고 있으나 etching을 통해 SiC precipitation일 것으로 강력하게 제시되고 있다[3]. Liquid silicon에서 용해되는 carbon의 상대적으로 낮은 확산도와 높은 열 확산성으로 인해 이차상의 SiC는 주로 존재하고 있는 고상입자의 표면에서 형성되어 석출된다. 이는 표면이 불균일한 핵생성을 위한 우선적인 위치를 제공하기 때문이다[11]. Bartlett[3]등은 liquid silicon에서 냉각중인 carbon solution에서 β-SiC의 성장조건을 연구했다. 이때 성장된 상에서는 밝은 회색의 silicon matrix와 그속에 박혀있는 미반응의 검은색 carbon과 그것을 둘러싸고 있는 진한 회색의 β-SiC의 세가지 상이 나타났다.

작은 β-SiC 결정은 silicon matrix에 불규칙적으로 흩어져있고 큰 β-SiC 결정은 작은 결정영역의 부근에서만 발견된다. 최초로 석출되었던 β-SiC 결정은 성장하여 carbon에 의해 점유되었던 위치에 다결정의 β-SiC를 형성하게 된다[11]. 마지막 단계는 liquid solution에서 용해-석출에 의한 작은 결정의 재결정화 및 성장의 일반적 과정을 나타내며, 초기 및 중간단계에서는 이와같은 반응은 일어나지 않는다. 그것은 처음에 carbon에 의하여 점유되었던 자리에서 β-SiC의 실질적인 성장이 진행되는 것이므로 그와같은 과정에 대한 성장기구로서 매우 흥미가 있다.

결정구조 해석을 위해 일반적으로 받아들여지는 가정은 융점 바로 아래온도에서 완전한 silicon 격자로의 결정화 초기 단계에 interstitial에 과량의 silicon이 생겨난다는 것이다[12]. 이후 B-swirl의 소멸과 D-defect의 생성은 silicon 포화량의 감소와 주요한 점결함으로써 vacancy에 silicon이 치환되는 것을 반영한다. 이때 치환형의 carbon은 격자를 축소시키고 interstitial에 silicon을 생성시키며 SiC로서의 carbon의 석출에 필요하다.

미세결함을 설명하기 위한 대부분의 model은 고화된 후 진행되는 과정에서의 성장변수와 형성기구에 관련을 지으려 했다. 그러나 미세결함은 아마도 융액으로부터 직접적으로 작용하는 작은 carbon cluster일 것이며 미세결함의 형성을 내재하고 있는 melt-interface 계면반응과정을 포함하는 선택적인 기구가 새롭게 형성되는 계면에서 핵생성과 이차상으로써의 SiC 입자성장에 미치는 carbon의 역할을 설명하기 위해 제안되었다.

2.4. Silicon에서의 SiC 형상

Pampuch[9]등에 의해 제기된 성장 model은 초기 및 중간 단계에서 계의 주된 morphology 형상에 대한 설명을 해준다. 원래 carbon이 존재했던 부근(liquid solution interface)에서 우선적으로 석출되는 작은 β-SiC 결정은 비포화된 silicon matrix 영역에 의해 분리되어 존재하게 된다. 이와같은 이차상의 형성은 carbon-rich melt에서 dislocation, twin, 다결정질 결정구조의 출현과 관련이 있다. 일단 이차상이 형성되고나면 carbon은 고용체로써 존재하거나 이차상으로 존재하게 된다. 이차상은 고액 계면에서 SiC의 핵생성과 성장에 의해 형성된다. SiC의 첫번째 층은 silicon 결정과 coherent하며 핵이 형성된 후 결정은 계면이 성장하고 있는 결정을 완전히 둘러쌀 수 있을 때까지 주변의 액상으로부터 핵으로 carbon의 확산을 통해 결정성장이 진행된다. 각각의 SiC 핵은 성장하고 있는 silicon 계면에 의해 완전하게 둘러싸일 때까지 성장하며 계속적인 핵생성이 요구된다. SiC 입자성장 과정에서 계면의 액상조성은 Fig. 2의 F점에서 E로 움직이며 SiC 이차상이 더 이상 액상과 접촉하지 않을 때 다시 N으로 돌아간다. 계면상의 모든 점은 조성과 온도에서 N과 E사이에 존재한다[5].

생성된 SiC 결정은 대부분이 밝은 황색을 띄며 일부만이 불규칙적으로 녹색을 띈다. 녹색부분은 실험시간을 증가시키고 온도를 올려주면 비율이 늘어난다[13]. 용액으로부터의 성장에서 생성되는 상의 대부분은 cubic이며 일부 hexagonal이 존재한다. 노란색의 결정은 완전히 cubic으로 구성되어 있다. 이러한 결과는 2830℃에서도 주로 cubic 결정을 성장시킨 Scace와 Slack[1] 등의 실험결과와 일치한다. 이러한 결과로부터 용액으로부터 성장된 결정의 안정한 상은 cubic이며 cubic으로부터 hexagonal로의 전이는 기

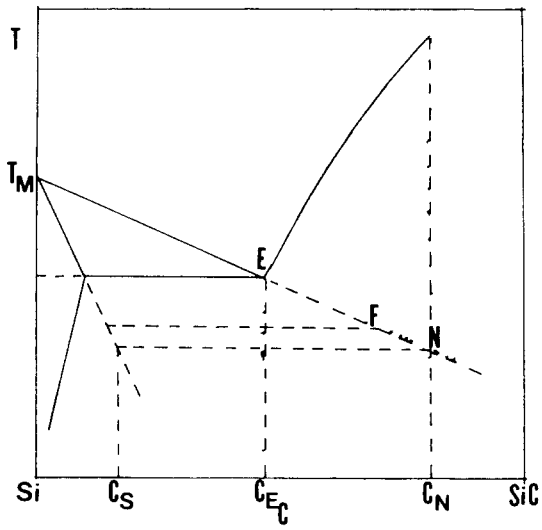


Fig. 2. Carbon-silicon phase diagram at dilute carbon concentration.

상을 통해 진행된다는 것을 알 수가 있다. 그와 같은 의견은 2000℃ 이상에서 cubic이 불안정한 상이라는 가정과는 대조가 되는 결과이다[14].

한편 불순물이 도입되는 조건에서 수행되었던 일부 실험에서는 다른 결과를 가져왔다. 동일한 열적 조건에도 불구하고 조그맣지만 거의 hexagonal인 녹색의 결정만이 형성되었다. 이와같은 실험의 결과는 Ellis등에 의해 불순물이 도입된 경우 안정한 상은 hexagonal 상이라는 결과를 가져왔다 [14].

3. 실험방법

3.1. 시편제조

3.1.1. Ampoule 제작

내경 8 mm에 길이 50 mm의 quartz ampoule 내부에 다결정질의 silicon(99.99%, 1g)

과 0.2 wt%의 carbon을 채운 다음 진공을 유지시키면서 입구를 용융시켜 sealing한 후 사용하였다. 만들어진 ampoule은 1450℃, 1550℃, 1650℃, 1700℃에서 각각 1시간, 4시간씩 유지시킨 후 급냉시켰다.

3.1.2. Polishining

시편을 두께 2 mm로 cutting하여 SiC paper #1000에서 표면연마한 후 연마용의 SiC powder #2000, #4000, #8000에서 차례대로 연마를 한 후 diamond paste 1/4 μm로 경면처리하였다.

3.1.3. Etching

Polishing이 끝난 시편의 표면상태를 조사하기 위해 KOH용액(KOH : 23.4 wt%, H_2O : 63.3 wt%, IPA : 13.3 wt%)을 280℃로 끓인 다음 시편을 집어넣어 150 sec 동안 유지시켰다.

3.2. 미세구조 및 결정화양상 분석

3.2.1. 광학현미경 분석

각 시편의 표면 morphology 변화를 관찰하기 위하여 polishing만 된 시편과 etching한 후의 각각의 시편에 대하여 광학현미경을 사용하여 형성된 상의 분석 및 미세구조 관찰을 행하였다.

3.2.2. SEM 분석

각 시편들의 dislocation 및 microdefect를 관찰하기 위하여 Au 코팅을 하여 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 표면상태를 관찰하였다.

3.2.3. XRD 분석

각각의 시편들의 결정성 및 carbon 잔류여부와 SiC의 형성여부를 확인하기 위해 X-선 회절분석을 행하였다. 측정장치는 Rigaku사의 X-선 회절장치를 사용하였으며 측정조건은 다음과 같다.

Voltage and Current : 40 kV, 40 mA
Target : Cu K_α
Scanning speed : 4°/min

4. 결과 및 고찰

4.1. 용융 silicon의 형상

Molten silicon에 불순물로 도입되는 산소는 주로 quartz 도가니로부터 도입되며 반응은 melt-crucible 계면에서 진행된다. 1420℃ 이상에서 산소의 용해도는 (1)식으로 표현되며 융점이상의 고온에서 용융된 silicon은 약 4시간동안 그 온도에서 유지시킬 때 quartz 도가니로부터 용해되어나온 산소로 포화상태에 이르러 melt의 중심부까지도 완전히 포화되어 버린다.

$$C_S = 4.0 \times 10^{23} \exp(-2.0 \times 10^4/T) \quad (1)$$

산소의 용해도는 온도의 함수로 나타낼 수 있다. 또한 산소농도는 온도증가에 따라 서서히 증가한다.

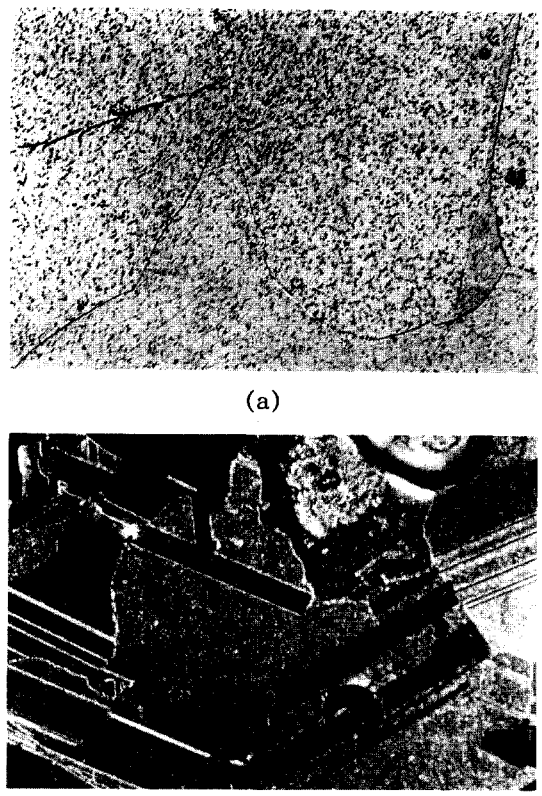
$$SiO_2(s) = Si(melt) + 2O(in\ melt) \quad (2)$$
$$Si(melt) + O(in\ melt) = SiO(gas) \quad (3)$$
$$SiO_2(s) + Si(melt) = 2SiO(gas) \quad (4)$$

Quartz ampoule 내에서 silicon의 융액이 형성되어 있을 때 quartz는 (2)의 분해반응을 일으켜 산소를 내놓고 이것이 액상의 silicon

과 결합하여 SiO로써 기체상태로 휘발하게 된다. Quartz 도가니의 연화는 silicon의 융점 이상에서부터 시작하므로 산소의 침투도 이 온도 이상에서 시작하여 1420℃ 이상의 온도에서 quartz에서 silicon melt로의 산소침투로 인한 표면결함이 형성되기 시작한다. Fig. 3 (a)에 SiO의 bulk 영역에서의 휘발로 인한 결정표면의 미세결함을 Fig. 3(b)에 이렇게 하여 형성된 다결정질의 silicon을 나타내었다.

4.2. Carbon 첨가의 영향

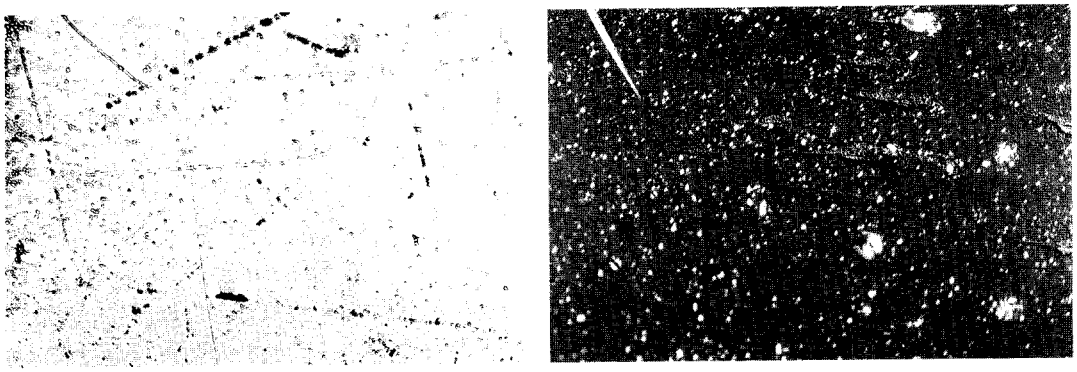
용융 silicon에서 carbon의 용해도는 융점에서 $3.0\pm0.3\times10^{18}$ A/cm^{3}로 매우 낮고 또 온도 증가시에도 크게 증가하지 않는다[1]. 불순물로써 carbon이 함유된 액상의 silicon은 silicon만으로 된 융액보다 안정한 bulk상을 보여주고 있음을 Fig. 4 (a)를 통하여 알수가 있으나 carbon의 용해도가 매우 낮음으로인해 미반응상태의 carbon이 표면에 잔류하고 있는것도 또한 Fig. 4 (b)에서 발견할 수 있다. Fig. 5에 grain boundary와 bulk영역에서의 결함을 나타내었다. Quartz 도가니로부터 나온 산소가 silicon melt로 이동할 때 grain boundary를 따라 이동하는 것으로 알려져 있으며 여기서도 이동시 SiO의 휘발로 인해 grain boundary를 따라 큰 pore가 일정하게 형성되어 있음을 Fig. 5 (a)에서 볼수가 있다. 반면에 일정한 방향성이 없는 bulk 영역에서는 Fig. 5 (b)에서와 같이 pore가 전지역에 걸쳐 골고루 퍼져있음을 알 수가 있다. 이때 SiO는 melt로부터 너무 쉽게 또 빨리 휘발하므로 melt는 산소 포화상태에 이르지 못하게되며 quartz에서 melt로의 산소의 전달은 Fig. 6에서와같이 열대류에 의해 이루어지며 grain boundary를 타고 이동하게 된다. 이때 산소가 이동하는 통로인 grain boundary 영역은 에너지가 높아서 impurity capture로 작용하게 되고 grain boundary는 불순물의 불규칙적인 분포를 억제하게 되어 grain boundary영역을 중심으로 불순물이 폭넓게 퍼져있어서 독립된 grain들이 연속으로 존재하는 경우 Fig. 7에서 볼 수 있듯이 그 영역에서는 불순물의 농도가 감소되어 나타난다. Fig. 8에서 온도가 올라갈수록 grain boundary가 더 불규칙해지는 것을 알 수가 있는데, 이는 열대류의 흐름이 빨라지고 더불어 온도 상승시 불순물의 용해도가 증가하여 높은 에너지 상태에 있기 때문으로 생각된다.



(a)

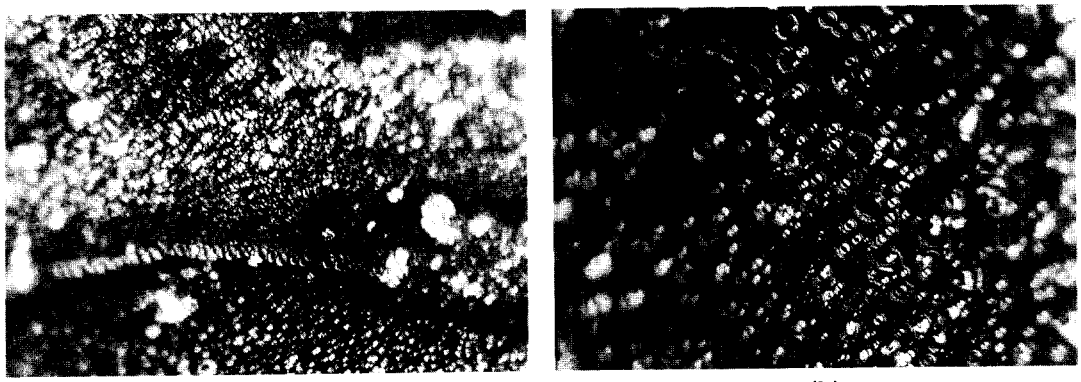
(b)

Fig. 3. Optical micrographs of polycrystalline silicon without carbon (a) non-etching, ×200 and (b) etching, ×200.



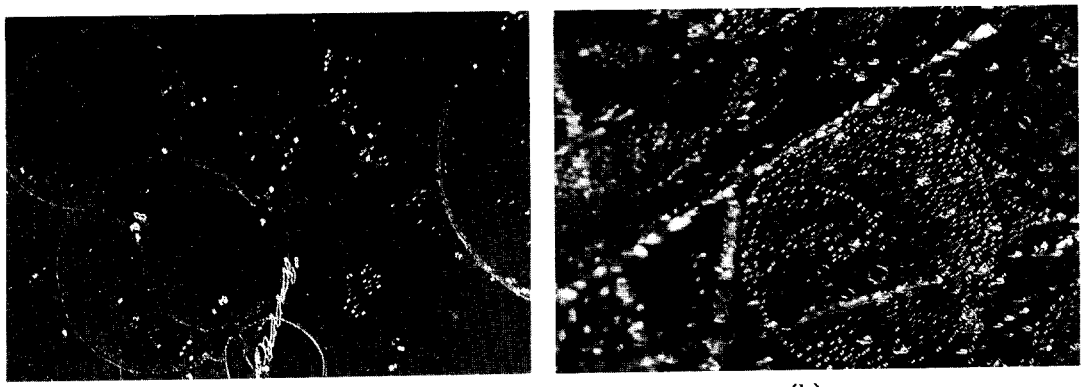
(a) (b)

Fig. 4. Optical micrographs of polycrystalline silicon with carbon (a) non-etching, ×200 and (b) non-etching, ×200.



(a) (b)

Fig. 5. Optical micrographs of polycrystalline silicon with carbon 1450℃, 4 hr, ×1000, non-etching (a) grain boundary and (b) bulk.



(a) (b)

Fig. 6. Thermal convection in the melt region.

Fig. 7. Optical micrograph of a series of grain boundary region.

4.3. SiC 입자의 형성

Silicon 융액 속에 용융되어있던 carbon은 용융상태 silicon과 반응하여 SiC를 형성하게 된다. SiC particle은 불순물로써 grain boundary를 따라 존재하고 있는 미반응의 carbon이 silicon 융액과 반응하여 SiC 입자를 형성하게 되는데 silicon melt 내에서의 carbon의 작은 분포계수때문에 silicon 융액에서 carbon의 농도는 고화되는 계면에서 가장 높고 따라서 첫번째로 생성되는 SiC 결정은 고화계면에서 발생하게 된다. Fig. 9 (a)에서 silicon matrix에 존재하는 carbon의 폭넓은 분포를

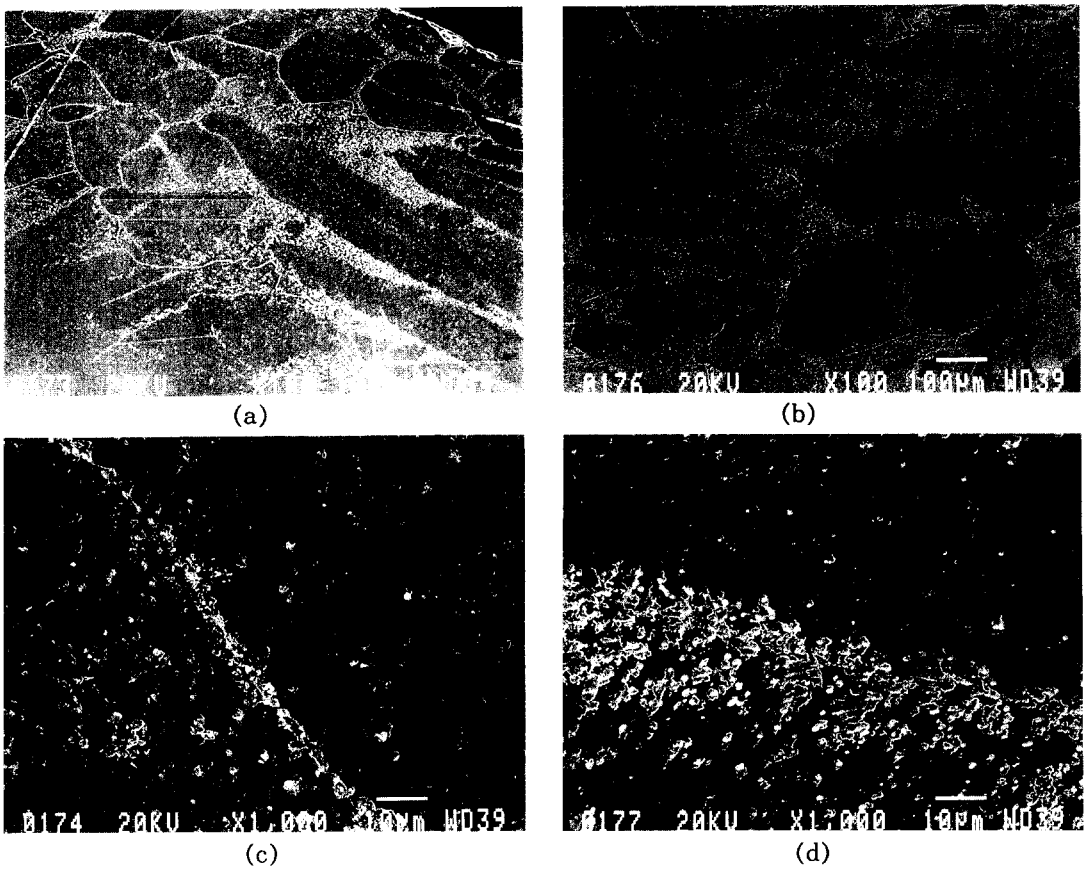


Fig. 8. Scanning electron micrographs of the grain boundary with carbon (a) 1650℃, 4 hr, ×100, (b) 1700℃, 4 hr, ×100, (c) 1650℃, 4 hr, ×1000 and (d) 1700℃, 4 hr, ×1000.

볼 수 있으며 Fig. 9 (b)에 extrinsic stacking fault로써 결함발생원으로 작용하는 미반응상태의 carbon 입자가 잔류하고 있음을 알 수가 있다.

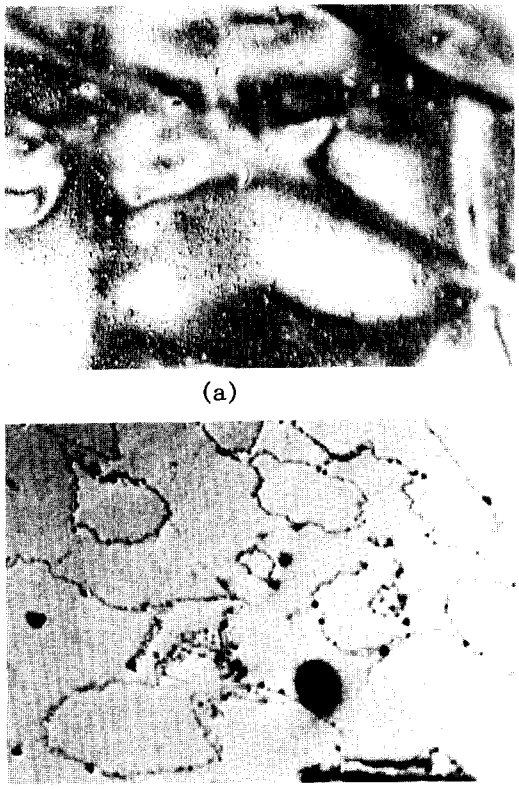
이러한 미반응의 carbon 잔류물이 빠져나간 자리 및 silicon matrix 내에 존재하는 SiC 입자들이 성장하여 Fig. 10에서와 같이 새로운 큰 SiC 입자를 형성하게 된다. 생성되는 SiC 결정들은 silicon matrix 속으로 침투하여 작은 것은 dislocation으로, 큰 것은 twin이나 grain boundary를 형성하게 된다. 이와같이 형성된 결정들이 낮은 온도에서 생성되었음에도 불구하고 Fig. 10에서 볼 수 있듯이 녹색을 띄고 있는 것으로 보아 생성된 상은 β-SiC가 아니라 α-SiC인 것으로 생각되며 Fig. 11의 XRD 분석결과에서도 α-SiC가 형성되었음을 알 수가 있다.

5. 결 론

본 연구를 통하여 다음의 결론을 얻었다.

1) Silicon melt는 melting된 후 일정시간이 경과하면 산소포화상태에 도달하지만 SiO의 높은 휘발압력으로 인해 표면결함이 형성되고 SiO_2의 형성은 이루어지지 않는다.

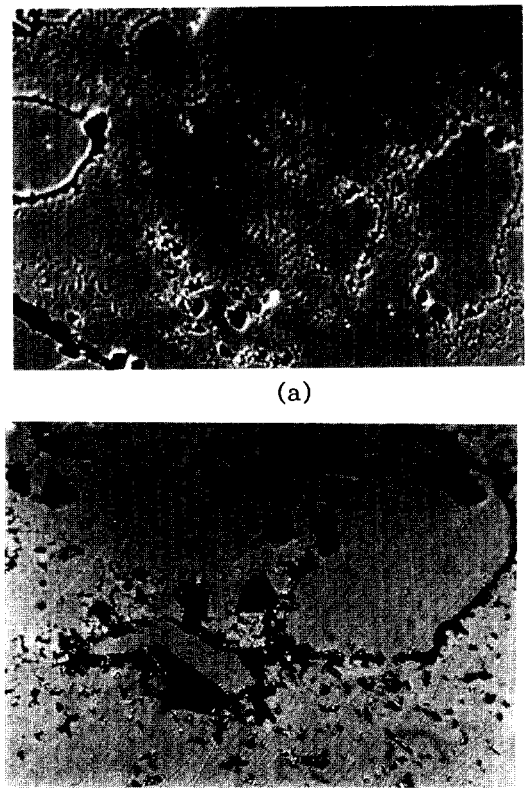
2) 산소는 열대류에 의해 quartz 도가니에



(a)

(b)

Fig. 9. SiC and non-reacted carbon in melt surface.



(a)

(b)

Fig. 10. Formation of SiC particles at grain boundary.

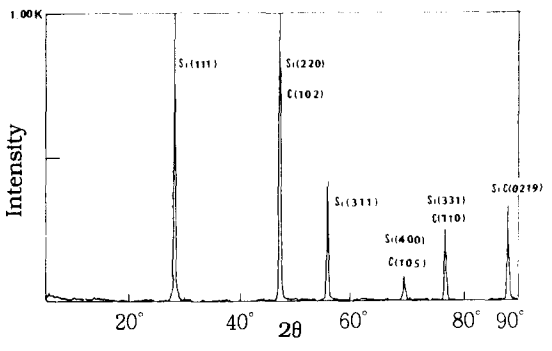


Fig. 11. XRD peak pattern of silicon with carbon.

서 융액 내부로 grain boundary를 타고 전달된다.

3) 각각의 상에서 grain boundary는 impurty capture로 작용하여 불순물의 불규칙적인 분포를 억제한다.

4) SiC 이차상의 형성은 미반응의 carbon 및 전체 carbon의 양과 관련이 있으며 용융상태에서 생성되는 상은 α-SiC였다.

감사의 글

본 연구는 94년도 교육부 신소재분야 연구지원(Ministry of Education Research Fund for Advanced Materials)에 의해 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

[1] R.I. Scace and G.A. Slack, J. of chem. phys. 30 (1959) 1551.

[2] J.P. Kalejs, J. of Crystal Growth 128 (1993) 298.

[3] D. Helmreich and E. Sirtl, J. of Crystal Growth 79 (1986) 562.

[4] Crystals : Growth, Properties, and Applications, Ed., H.C. Freyhardt, Vol. 8, (1982) pp. 38-46.

[5] J.P. Kalejs and B. Chalmers, J. of Crystal Growth 79 (1986) 487.

[6] Crystals : Growth, Properties, and Applications, Ed., H.C. Freyhardt, Vol. 8, (1982) pp. 197-203.

[7] Crystals : Growth, Properties, and Applications, Ed., H.C. Freyhardt, Vol. 8, (1982) pp. 13-17.

[8] A. Beck, J. Geissler and D. Helmreich, J. of Crystal Growth 82 (1987) 127.

[9] R. Pampuch, E. Walasek and J. Bioloskorski, Ceramics International 12 (1986) 99.

[10] R.N. Hall, J. of Appl. Phys. 29 (1958) 914.

[11] D. Helmreich, Current aspects in silicon casting, Proc. of Symp Electronic and optical properties of polycrystalline or impure semiconductors and novel silicon growth methods (1980).

[12] J.A. Baker, T.N. Tucker, N.E. Moyer and R.C. Buscher, J. of Appl. Phys. 39 (1968) 4365.

[13] T. Nazaki, Y. Yatsurugi and N. Akitama, J. of Electrochem. Soc. 117 (1970) 1566.

[14] G.E.J. Beckmann, J. of the Electrochem. Society 110 (1963) 84.