

Scratching 시험에 의한 단결정 실리콘의 상전이

오한석 · 정성민 · 김현호 · 박성은 · 이홍림

연세대학교 세라믹공학과

Phase Transition of Single Crystal Silicon by Scratching Test

Han-Seog Oh, Seong-Min Jeong, Hyun-Ho Kim, Sung-Eun Park and Hong-Lim Lee

Department of Ceramic Engineering, Yonsei University, Seoul 120-749, Korea

요 약

단결정 실리콘의 기계적 손상거동에 대한 이해는 반도체 정밀가공의 관점에서 매우 중요하다. 최근 이루어지고 있는 Diamond Anvil Cell(DAC) 이나 압입시험을 통한 고압상연구로부터 실리콘은 고압에서 일련의 상변화과정을 겪는다는 것이 알려지고 있으며 마찬가지로 실리콘에 다이아몬드 팁으로 scratching 시험을 하는 과정에서 다양한 기계적인 손상과 응력상들이 나타날 수 있다. 본 연구에서는 단결정 실리콘에 대하여 scratching 시험에 의하여 나타나는 균열에 대하여 고찰하고 mirco-Raman 분광법을 사용하여 scratching에 의하여 나타나는 상을 분석하였다. 그 결과 scratching 방향과 속도에 따라 균열의 양상이 달라지며 scratching 속도와 하중조건에 따라 여러가지 다른 상이 관찰됨을 확인하였다.

Abstract

The mechanical properties of silicon crystals are important from the viewpoint of wafer and device fabrication processes. It is now widely recognized that silicon undergoes a series of phase transformations when subjected to high pressures, using conventional high pressure devices, such as diamond anvils or indenters. Diamond tip scratching on a silicon surface in the various conditions introduces various kinds of mechanical damage and stressed states. Micro Raman spectroscopy was used to observe the phase transition of single crystal silicon. As results, different morphologies were observed as functions of scratching speed and loading condition and various phases were observed as functions of scratching speed and loading condition.

1. 서 론

게르마늄, 실리콘등과 같은 반도체재료와 유리 같은 취성 재료는 기계 가공성이 좋지 않기 때문에 소위 균열(crack)이 없는 특별한 '연성가공조건' (ductile-regime condition)을 찾으려는 시도들이 1960년대 이래 주로 유리와 같은 비정질 취성재료에 대하여 연구되어 왔으며, 최근에는 반도체 재료인 실리콘과 같은 결정질 취성재료에 대하여 많은 연구가 진행되고 있다.¹⁾ 또한 연성가공시 실리콘이 고압에서 상전이를 한다는 것이 Diamond

Anvil Cell(DAC) 실험이나 압입시험등에 의하여 밝혀진 바 있다.²⁻⁴⁾ 실리콘의 고압전이과정은 Si-I 이라 불리우는 다이아몬드 구조의 단결정 실리콘에서 출발한다. Si-I은 압력이 인가될 때 Si-II라 불리우는 금속성 β -Sn 상으로 전이될 수 있다. 현재까지 압입시험등을 통하여 알려진 바로는 가압에 의하여 형성된 금속성 β -Sn 상은 압력을 제거하는 동안에 비정질의 Si-I' 이나 체심입방구조(BCC; Body Centered Cubic) 를 갖는 Si-III으로 다시 전이하는 과정을 거치게 된다.⁵⁻⁶⁾ 지금까지 밝혀진 실리콘 고압상을 Table 1에 정리하였다.

Table 1. Crystalline phases of silicon (Ref. 6)

Designation	Structure	Pressure region (GPa)
Si-I	diamond cubic	0~12.5
Si-II	body centered tetragonal (beta-tin)	8.8~16
Si-III	body centered cubic (basis of 8 atoms)	2.1~0
Si-IV	diamond hexagonal	-
Si-V	primitive hexagonal	14~35
Si-VI	unidentified	34~40
Si-VII	hexagonal close packed	40~78.3
Si-VIII	tetragonal (~30 atoms per unit cell)	14.8~0
Si-IX	tetragonal (12 atoms per unit cell)	12~0
Si-X	face centered cubic	78.3~23.0
Si-XI	body centered orthorhombic	13/15
Si-XII	trigonal (8 atoms per unit cell)	12~2.0

*Si-I' (a-Si) : amorphous structure.

위와 같은 실리콘의 기계적 손상 및 연성가공조건을 scratching 시험을 통하여 이해하려는 시도가 수 차례 있었다. Iizuka 등은 박막시험용 scratching tester를 사용하여 (111) 실리콘 웨이퍼에 발생한 기계적 손상을 분석하였다.⁷⁾ 이 연구에서는 주로 scratching과 열처리에 의한 전위의 관찰과 분석에 중점을 두고있다. Uhlmann 등은 웨이퍼 연마기를 개조하여 scratching 시험을 행하고 연성가공조건을 밝히고자 하였다.⁸⁾ 이들의 연구에서는 가공속도를 빠르게, scratching tip을 보다 날카로운 것으로 선택하였을 때 연성가공이 나타난다고 보고하였다. 그러나 이 연구는 현미경만으로 표면균열의 여부만을 관찰하는 한계를 지니고 있었고 체계적인 표면분석을 행하지는 못하였다. Tanikella 등은 micro Raman분광법을 사용하여 scratching에 의하여 생성되고 잔류한 실리콘의 고압상 분석을 하여 scratching에 의해서 상전이가 발생함을 확인하였다.⁹⁾ scratching 시험은 인가되는 하중이 언제나 일정한 turning 시험과는 달리, 인가되는 하중이 scratching 방향으로 0에서부터 최대값까지 연속적으로 증가하게 되어 전이영역을 관찰하는데 용이하다는 특징을 가진다. Leung 등은 scratching 시험과 같은 효과를 내도록 turning 시험에 절삭깊이를 증가시키는 방법을 사용하여 절삭깊이가 증가함에 따라서 기계가공면은 세개의 영역, 즉 탄성영역, 연성영역, 취성영역으로 구분할 수 있음을 보고하였다.¹⁰⁾

이러한 상변화, 미세균열 및 전위등과 같은 재료의 기계적 손상거동을 연구하는에는 광학현미경이나 주사전자현미경 (SEM; Scanning Electron Microscope), 투과전자현미경 (TEM; Transmission Electron Microscope), 원자력현미경 (AFM; Atomic Force Microscope), Raman 분광기 등이 사용되고 있다.¹¹⁻¹⁴⁾ 또한 실리콘은 (111)면의 최밀충전면을 갖는 다이아몬드 구조이므로, 기계가공시에 결정학적방향에 따라서 서로 다른 가공특성을 보이며, 최근의 몇몇 연구결과에 따르면, 실리콘의 기계가공성은 가공방향에 의존적인 것으로 보고되었다.¹⁵⁻¹⁶⁾

본 연구에서는 증착막시험기를 이용하여 단결정 실리콘 웨이퍼의 (100)면을 반지름이 200 μm 인 구형의 다이아몬드팁으로 scratching 시험을 행하고 연성가공조건을 찾기위해서 광학현미경을 이용하여 결정학적 방향에 따른 균열의 양상을 관찰하였다. 또한 압력에 의한 실리콘의 상변화를 micro Raman 분광법으로 분석하였다.

2. 실험 방법

초크랄스키법으로 얻은 상용의 (100) 배향된 8인치 단결정 실리콘 웨이퍼 (MEMC Korea) 으로부터 2 \times 2 cm 크기의 시편을 얻었다. Fig. 1에서 개략적으로 나타낸 바와 같이, scratching 시험은 반경이 200 μm 인 구형 다이아몬드팁이 부착된 증

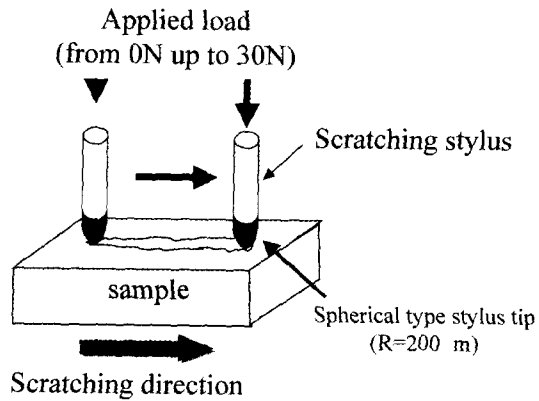


Fig. 1. Schematic drawing of scratching system.

착막시험기 (CSEM revetest, CSEM Instruments, Switzerland)를 사용하여 <100> 방향과 <110> 방향으로 행하였다. 이때의 최대하중은 30 N, 측정시간

은 1분으로 하였다. scratching 속도는 각각 10 mm/min 와 1 mm/min 의 두 가지 속도로 시험하였다. 그러나 <100> 방향으로 느리게 scratching speed를 주었을 때 시편의 파괴가 일어나 이 조건의 경우에는 20 N의 하중까지 측정하였다.

Scratching 시험을 행한 후 이를 분석하기 위하여 광학현미경과 micro Raman 분광법을 사용하였다. micro Raman 분광법은 상온에서 Jobin Yvon Spex T64000(France) 를 사용하여 행하였다. 레이저소스는 514.532 nm의 단파장을 갖는 Ar-이온레이저를 사용하였고 분석영역은 2 μm였다. 각각의 굽힌 자취에 대하여 광학현미경으로 4부분을 선택하여 micro-Raman을 이용 그 구조를 분석하였다. Raman 스펙트럼은 실리콘의 결정질과 비정질 특성 peak가 관찰되는 200~600 cm⁻¹ 영역에 대하여 관찰하였다.

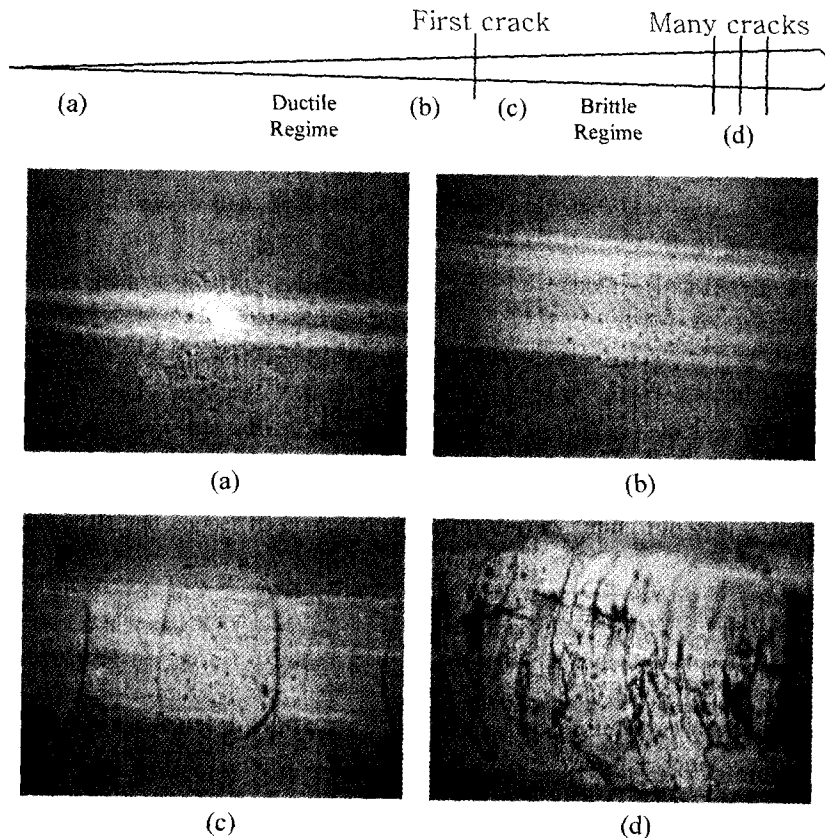


Fig. 2. Scratched groove in fast scratching with <110> direction. (a) initial, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack, (d) maximum load induced point.

3. 결과 및 고찰

3-1. 실험결과

Table 1에 나타낸 바와 같이, 실리콘은 다양한 압력조건하에서 12개의 결정상이 알려져 있다. 다이아몬드 구조의 실리콘(Si-I)에 대하여 Scratching을 할때 응력장이 발생하며, 따라서 가압에 의하여 실리콘은 Si-I 이외의 다른 결정상이나 비정질 상으로 상전이할 수 있다.

Fig. 2는 <110> 방향으로 빠르게, 느리게 긁은 시편의 긁힌 자취이다. Fig. 2(a)와 (b)는 각각 scratching 실험이 시작된 초기지점과 첫번째 발생한 균열의 바로 앞 지점에 대한 광학현미경 사진이다. 이 두 지점은 균열이 존재하지 않으므로 연성가공영역이라고 할 수 있다. Fig. 2(c)와 (d)에서

는 I자형의 균열이 발견되며, 이들은 각각 첫 균열 바로 뒤 부분과 최대응력이 인가된 부분이다. 여기에서는 균열이 관찰되므로 취성가공영역이라고 할 수 있다. <110> 방향으로 빠르게 긁은 경우 균열은 실험 시작점으로부터 5.2 mm 떨어진 위치에서 처음 관찰되었으며 이 위치는 약 15.6 N의 하중이 인가되는 지점이다.

Fig. 3은 <110> 방향으로 빠르게 scratching 한 후의 자취를 Micro Raman 분광법을 통하여 얻은 스펙트럼이다. Fig. 3(b)에서 보이듯이, 첫 균열이 나타나기 전의 연성가공영역에서는 다이아몬드 구조의 Si-I 외에 비정질구조의 Si-I'이 나타남을 알 수 있다. 그러나 균열이 발생하여 취성가공이 일어나는 Fig. 3(c)와 (d)에서는 Si-I과 Si-I' 외에 체심입방구조(BCC)의 Si-III와 삼방구조(trigonal)

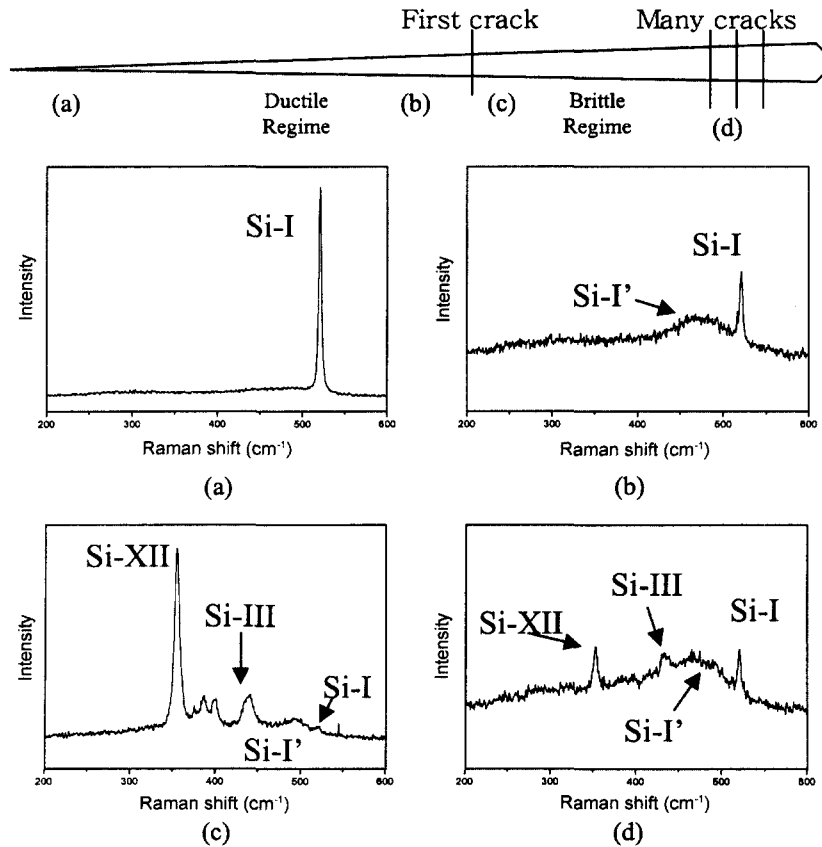


Fig. 3. Micro Raman spectra corresponding to each point of scratched groove in fast scratching with <110> direction. (a) initial, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack, (d) maximum load induced point.

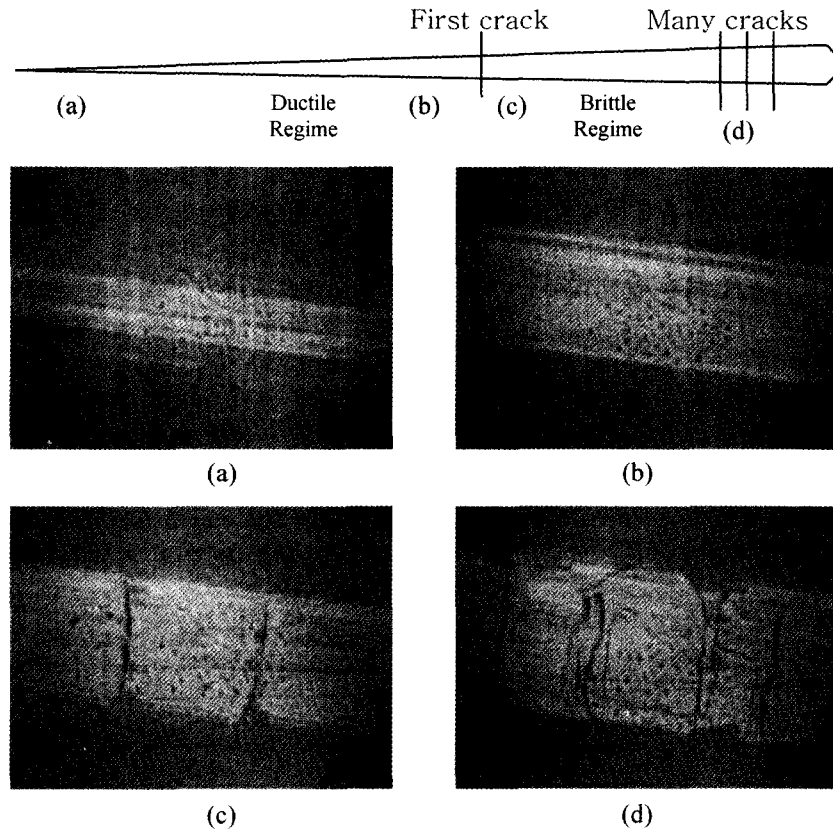


Fig. 4. Scratched groove in slow scratching with $\langle 110 \rangle$ direction. (a) initial point, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack, (d) maximum load induced point.

의 Si-XII가 나타난다.

Fig. 4는 $\langle 110 \rangle$ 방향으로 느리게 긁은 시편의 긁힌 자취이다. Fig. 2와 마찬가지로 취성가공영역에서는 I자형 균열이 관찰된다. 첫 균열의 위치는 scratching 시작점에서 $600 \mu\text{m}$ 떨어진 위치에서 처음 관찰되었다. 첫 균열에 인가된 하중은 약 18.0 N 에 해당된다.

Fig. 5는 $\langle 110 \rangle$ 방향으로 느리게 scratching을 한 후 긁힌 자국을 Micro Raman 분광법으로 분석하여 얻은 스펙트럼이다. $\langle 100 \rangle$ 방향의 느린 scratching의 경우에도 거의 같은 스펙트럼이 얻어진다. Fig. 5(a), (b), (c)에서 모두 다이아몬드 구조의 Si-I과 비정질의 Si-I'이 관찰되며, Fig. 5(d)에서는 Si-I은 관찰되지 않고 Si-I'만이 관찰된다. 빠른 scratching 실험에서 관찰된 Si-III와 Si-XII는 관찰되지 않았다.

Fig. 2와 Fig. 4의 결과로부터 느리게 scratching했을 때 빠르게 scratching한 경우보다 균열이 처음 나타나는 임계하중값이 크므로 본 실험에서는 Uhlmann 등의 실험결과와는 달리 느린 가공속도가 연성가공에 유리한 것으로 나타났다.

Fig. 3과 Fig. 5의 Raman peak 분석결과는 scratching의 속도에 따라, 또한 하중의 크기에 따라서 기계가공후의 표면의 결정구조가 달라진다는 것을 나타낸다. 즉, scratching에 의하여 Si-III, Si-XII, Si-I' 등의 상이 얻어지며, 특히 Si-III과 Si-XII는 빠르게 scratching을 하는 경우에만 나타난다.

Fig. 6은 $\langle 100 \rangle$ 방향으로 빠르게 긁은 시편의 긁힌 자취이다. Fig. 6(a)와 (b)는 각각 scratch가 시작된 초기시점과 첫 균열의 바로 앞 지점이며 Fig. 6(c)와 (d)는 각각 첫 균열 바로 뒤 부분과 최대응력이 인가된 부분의 광학현미경사진이다. 취

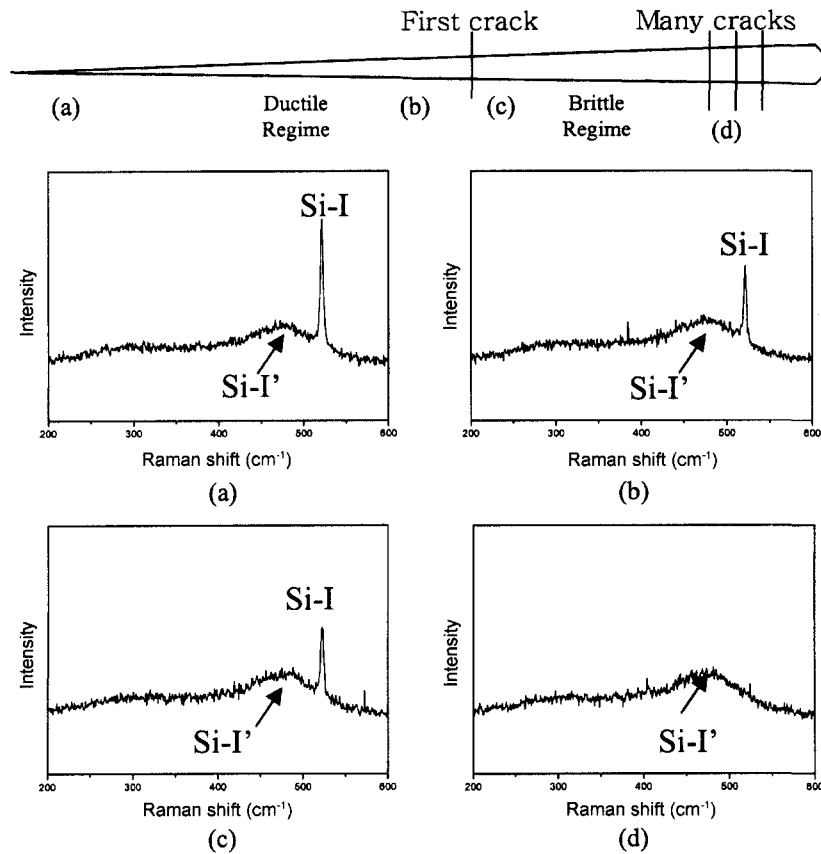


Fig. 5. Micro Raman spectra corresponding to each point of scratched groove in slow scratching with $\langle 110 \rangle$ direction. (a) initial point, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack, (d) maximum load induced point.

성가공영역인 Fig. 6(c)와 (d)에서는 V자형 균열이 관찰되었다. 균열은 scratching 시작점으로부터 3.2 mm 떨어진 위치에서 처음 관찰되었으며 이 위치는 대략 9.6 N의 하중이 인가되는 지점이다.

Fig. 7은 $\langle 100 \rangle$ 방향으로 빠르게 scratching 한 경우의 Raman 스펙트럼이며, Fig. 3의 $\langle 110 \rangle$ 방향의 빠른 scratching의 경우와 모든 경우에 거의 유사한 스펙트럼이 나타났다. 단지 Fig. 7(c)와 (d)에서 보이듯이, 취성가공영역내에서 Si-I의 peak이 나타나지 않았다.

Fig. 8는 $\langle 100 \rangle$ 방향으로 느리게 긁은 시편의 굽힌 자취이다. Fig. 6과 마찬가지로 취성가공영역에서 V자형 균열이 관찰되었다. 균열은 시작점으로부터 500 μm 떨어진 위치에서 처음 관찰되었다. 첫 균열에 인가된 하중은 약 15.0 N에 해당

된다.

Fig. 9는 $\langle 100 \rangle$ 방향으로 느리게 scratching을 하여 얻은 Micro Raman 스펙트럼이다. 이 경우 시편이 쉽게 파괴되어 다른 조건과는 달리 최대 하중이 인가되는 부분에 대한 스펙트럼은 얻지 못하였다. 그러나 이 경우도 Fig. 7의 $\langle 110 \rangle$ 방향의 느린 scratching의 경우와 비교하여 볼 때 거의 같은 상이 나타나고 있음을 알 수 있다.

Fig. 4와 Fig. 5의 결과에서 보이듯이, $\langle 100 \rangle$ 방향으로 scratching을 할 때도 $\langle 110 \rangle$ 방향으로 scratching할 때와 마찬가지로 느리게 scratching했을 때 빠르게 scratching한 경우보다 균열이 처음 나타나는 임계하중값이 크므로 느린 가공속도가 연성가공에 유리한 것으로 해석할 수 있다.

Fig. 7과 Fig. 9의 Raman peak도 각각 Fig. 3과

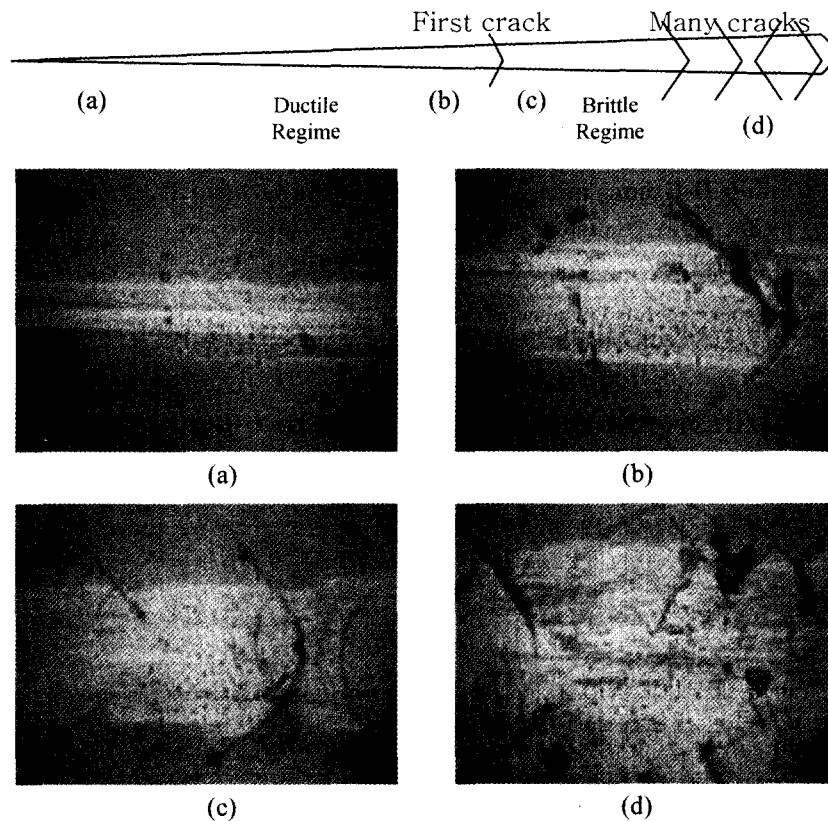


Fig. 6. Scratched groove in fast scratching with $\langle 100 \rangle$ direction. (a) initial point, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack, (d) maximum load induced point.

Fig. 5의 Raman peak 과 유사한 경향을 나타내고 있다.

3-2. Scratching 방향의 영향

Scratching 방향에 따라서 그 균열양상과 균열이 발생하는 임계하중값이 차이를 보였다. 먼저 균열 양상을 살펴보면, $\langle 100 \rangle$ 방향 scratching에서는 I자형 균열이 나타나는 $\langle 110 \rangle$ 방향 scratching과는 달리, V자형 균열이 나타났다. 이는 Fig. 10에서 나타낸 바와 같이, 다이아몬드형의 결정구조를 갖는 실리콘에서 그 균열전파가 최밀충전면인 (111) 면을 따라 일어나기가 쉽기 때문인 것으로 설명할 수 있다.¹⁷⁾ 따라서 균열전파방향은 거의 $\langle 110 \rangle$ 방향이 되므로, $\langle 100 \rangle$ 방향 scratching에서는 V자형 균열이, $\langle 110 \rangle$ 방향 scratching에서는 I자형 균열로 나타나게 된다.

또한 결정학적인 scratching 방향에 따라 균열이 처음 발견되는 임계하중값도 차이를 보였다. 빠르게 scratching을 한 경우와 느리게 scratching을 한 경우에서 모두 $\langle 110 \rangle$ 방향의 scratching에서 보다 그 임계하중값이 컸다. 따라서 본 실험에서는 $\langle 110 \rangle$ 방향의 기계가공에서 보다 더 쉽게 균열없는 연성가공이 가능하였다. (100) 실리콘 웨이퍼에 대한 기계가공에서 결정학적인 방향에 따른 효과에 대해서는 이미 여러 차례 연구된 바 있다. Blackley 등은 (100) Si 웨이퍼에 대한 turning 실험을 통하여 인가되는 힘 (applied force) 과 최밀충전면 (111) 면 사이각의 차이때문에 $\langle 100 \rangle$ 방향의 기계가공보다 $\langle 110 \rangle$ 방향의 기계가공에서 더 심한 damage를 준다는 것을 응력모델을 사용하여 설명하였다.¹⁰⁾ 그러나 Shibata 등은 기계가공조건이 달라지게 되면 이러한 경향이 반대가 됨을 관

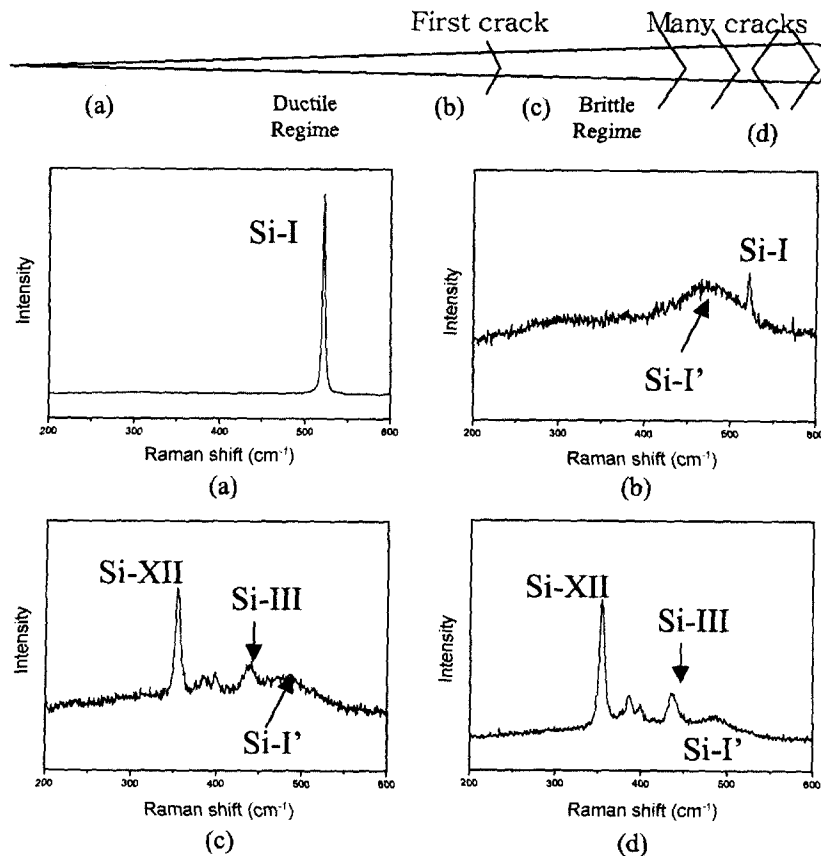


Fig. 7. Micro Raman spectra corresponding to each point of scratched groove in fast scratching with $\langle 100 \rangle$ direction. (a) initial point, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack, (d) maximum load induced point.

찰하고 이를 전위와 슬립으로써 설명하였다.¹¹⁾ 본 실험의 결과는 Shibata 등이 제시한 슬립모델로 설명되어 질 수 있다. 즉, scratching에 의하여 발생하는 dislocation과 슬립은 $\langle 100 \rangle$ 방향보다 $\langle 110 \rangle$ 방향으로 scratching이 일어날 때 더욱 많이 발생하게 되며 이에 따라 $\langle 110 \rangle$ 방향의 기계가공에서는 $\langle 100 \rangle$ 방향보다 기계가공보다 연성가공이 더 쉽게 이뤄지게 되는 것으로 생각된다.

3-2. Scratching 속도의 영향

결정학적 배향의 영향과는 별개로, 가공속도의 영향에 대해서 살펴보면, 느린 scratching의 경우에서 빠른 scratching의 경우보다 그 첫균열에 대한 임계하중이 높았다. Blake 등은 연성가공에 있어서의 가공속도에 대한 영향에 대하여 연구하였

으나, 뚜렷한 경향을 관찰하지 못하였다.¹⁾ 또한 Uhlmann 등은 빠른 가공속도가 연성가공에 유리하다고 보고한바 있다.¹⁴⁾ 본 연구의 결과와 이들의 연구결과는 일치하지 않는다. 그러나 표면가공법의 일종으로 공정중에 일정한 하중이 인가되는 turning과는 달리 scratching 시험은 인가되는 하중이 연속적으로 증가하는 시험법이며, 본 연구의 scratching 속도는 이들이 사용한 turning 시험의 가공속도보다 훨씬 느리고 연구에 사용된 다이아몬드 팁의 모양 또한 turning 시험에서는 반원형 팁이 사용되는 반면 본 연구에서는 구형 팁이 사용되었으므로 실험방법에 있어서 상당한 차이가 있다. 따라서 균열을 발생시키지 않는 연성가공에 있어서의 scratching 속도의 영향은 좀 더 연구가 필요하다고 생각된다.

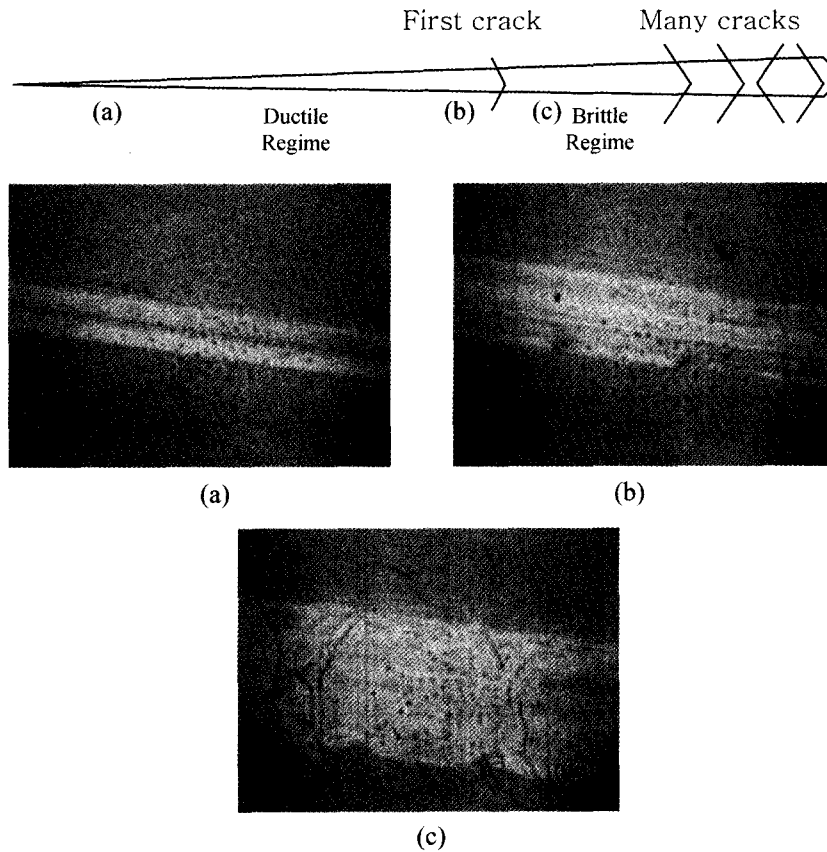


Fig. 8. Scratched groove in slow scratching with $\langle 100 \rangle$ direction. (a) initial point, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack.

Micro Raman 스펙트럼의 분석결과를 볼 때, 빠른 scratching에서 생성된 상들은 느린 scratching에서 생성된 상들과 다르며, Si-III와 Si-XII와 같은 압력에 의해 생성되는 상들이 첫 균열 발생지점부터 관찰된다는 점을 알 수 있다. 느린 scratching에서는 첫 균열전후에서의 상의 차이는 분명하지 않으며, 압력이 증가함에 따라서 다이아몬드 구조가 비정질 구조로 변화하는 경향을 나타내고 있다. 이러한 scratching 속도에 따른 생성상의 차이는 여러 차례 압입시험에서 연구된 결과와 마찬가지로 하중인가/하중제거속도의 차이에 따른 영향일 것으로 생각된다.⁵⁾

실리콘은 압입시에 높은 압력이 인가되는 다이아몬드팁 하부영역에서 소성특성을 나타낸다고 알려져있다.⁷⁾ 이 경우 소성특성은 대기압에서 다

이아몬드 구조의 Si-I이 고압하에서 금속성 실리콘상인 Si-II로 전이하면서 나타나는 것으로 보고되고 있다. 이러한 Si-II는 압력을 제거하더라도 완전히 Si-I으로 돌아오지 않으며, Si-I, Si-III, Si-XII 등의 상으로 전이된다. 따라서 본 연구에서 관찰된 바와 같은 scratching에 의하여 생성된 Si-I, Si-III, Si-XII는 금속성 실리콘(Si-II)이 압력제거후에 다이아몬드 구조의 Si-I으로 돌아오지 못하여 생성된 것으로 생각된다.

4. 결 론

Table 2에 지금까지 논의한 결과를 요약정리하였다.

(1) 실리콘의 기계가공시 가공방향에 따라서 그

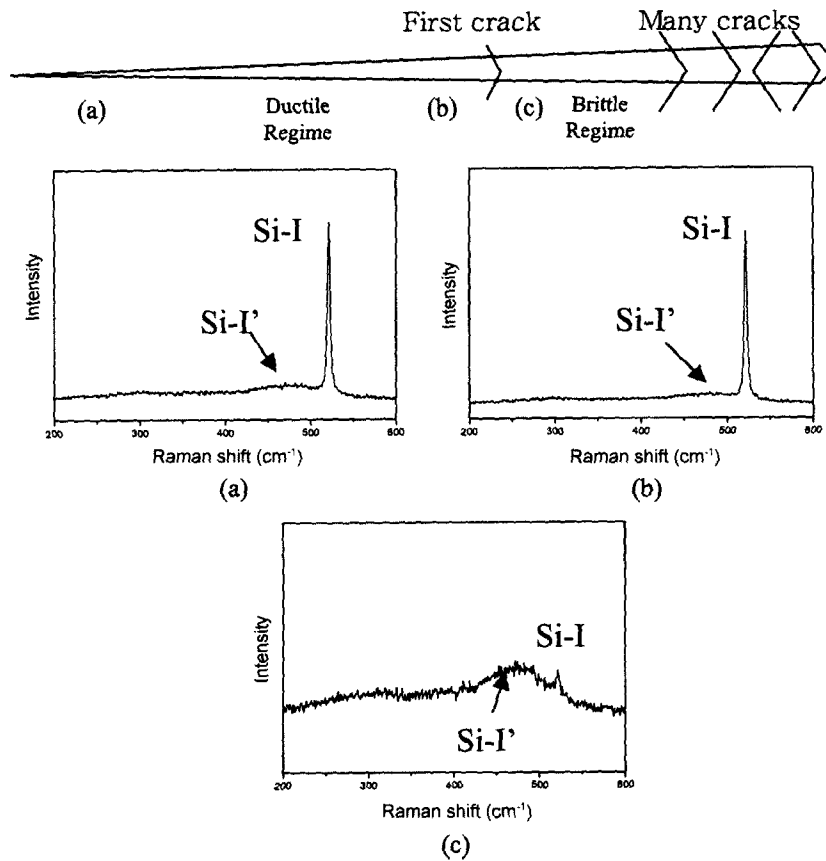


Fig. 9. Micro Raman spectra corresponding to each point of scratched groove in slow scratching with $\langle 100 \rangle$ direction. (a) initial point, (b) selected point before first crack, (c) selected point after first crack.

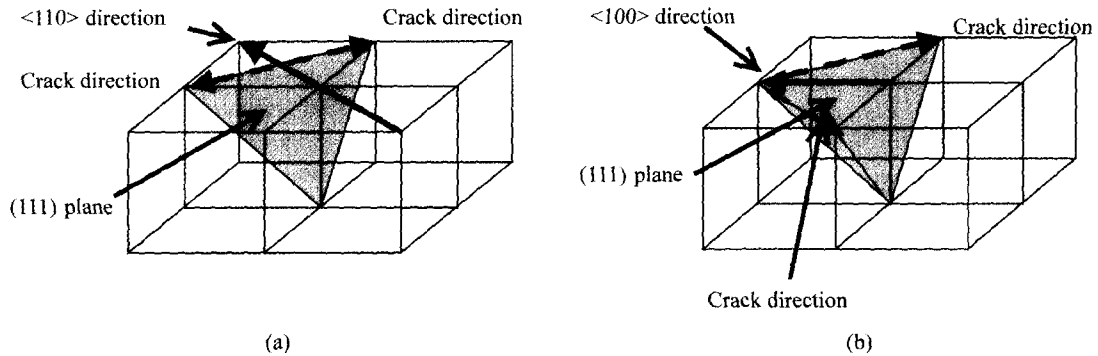


Fig. 10. Schematic diagram of crack propagation in scratching with (a) $\langle 110 \rangle$ and (b) $\langle 100 \rangle$ directions.

균열양상과 균열이 나타나는 임계하중이 달라지며, 가공속도와 인가하중에 따라서 scratching 후에 잔존하는 상이 달라지는 것이 확인되었다.

(2) (100) 실리콘웨이퍼에서 균열은 최밀충전면

인 (111) 면을 따라 전파되며, 따라서 균열전파방향은 언제나 $\langle 110 \rangle$ 방향이 되므로, $\langle 100 \rangle$ 방향 scratching에서는 V자형 균열이, $\langle 110 \rangle$ 방향 scratching에서는 I자형 균열이 관찰되었다.

Table 2. Summary of the test results

	<110>		<100>	
	fast	slow	fast	slow
The location of the first crack				
distance (mm)	5.2	0.6	3.2	0.5
load (N)	15.6	18	9.6	15
Silicon phases				
initial point	Si-I	Si-I, I'	Si-I	Si-I, I'
before first crack	Si-I, I'	Si-I, I'	Si-I, I'	Si-I, I'
after first crack	Si-I, I', III, XII	Si-I, I'	Si-I, I' III, XII	Si-I, I'
final point	Si-I, I' III, XII	Si-I'	Si-I, I' III	-
Crack morphology				
	V	V	I	I

(3) 균열이 발생하는 임계하중값은 <100> 방향 scratching보다는 <110> 방향 scratching에서 더 큰 결과를 보였다.

(4) scratching에 의하여 나타나는 실리콘의 동질 이상들은 scratching의 속도와 인가 하중에 따라서 결정되었다. 빠르게 scratching을 했을 경우에는 연성 가공 영역에서는 Si-I과 Si-I'이, 균열이 나타나기 시작한 취성 가공 영역부터는 Si-I 외에 Si-I', Si-III, Si-XII 등의 상이 발견되었다. 느리게 scratching을 했을 때는 scratching 전 영역에서 Si-I 외에 Si-I'만이 발견되었다.

감사의 글

본 연구중 Raman 분광분석을 수행하는 데 도움을 주신 이화여자대학교 기초과학연구소의 최민정님께 감사드립니다.

참고문헌

- 1) Blake, P. N. and Scattergood, R. O., *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(4), 949-957 (1990).
- 2) Clarke, D. R., Kirchener, M. C., Cook, R. F. and Hockey, B. J., *Phys. Rev. Lett.*, **21**, 2156 (1988).
- 3) Needs, R. J. and Mujica, A., *Phys. Rev. B*, **51**(15), 9652-9660 (1995).
- 4) Williams, J. S., Chen, Y., Wong-Leung, J., Kerr, A. and Swain, M. V., *J. Mater. Res.*, **14**(6), 2338-2343 (1999).
- 5) Kailer, A., Gogotsi, Y. G. and Nickel, K. G., *J. Appl. Phys.*, **81**(7), 3057-3063 (1997).
- 6) A. George, in "Properties of Crystalline Silicon", edited by Robert Hull, EMIS Data reviews Series No. 20, INSPEC, UK, 104-107 (1999).
- 7) Iizuka, T. and Okada, Y., *Japn. J. Appl. Phys.*, **33**, 1427-1434 (1994).
- 8) Uhlmann, E., Engel, H. and Paesler, C., *Proceedings of the ASPE Annual Meeting*, 626-630 (1998).
- 9) Tanikella, B. V., Somasekhar, A. H., Sowers, A. T., Nemanich, R. J. and Scattergood, R. O., *Appl. Phys. Lett.*, **69**(19), 2870-2872 (1996).
- 10) Leung, T. P., Lee, W. B. and Lu, X. M., *Journal of Materials Processing Technology*, **73**, 42-48 (1998). Shibata, T., Ono, A., Kurihara, K., Makino, E. and Ikeda, M., *Appl. Phys. Lett.*, **65**(20), 2553-2555 (1994).
- 11) Morris, J. C., Callahan, D. L., Kulik, J., Patten, J. A. and Scattergood, R. O., *J. Am. Ceram. Soc.*, **78**(8), 2015-2020 (1995).
- 12) Kunz, R. R., Clark, H. R., Nitishin, P. M., Rothschild, M. and Ahern, B. S., *J. Mater. Res.*, **11**(5), 1228-1237 (1996).
- 13) Jasinevicius, R. G., dos Santos, F. J., Pizani, P. S., Duduch, J. G. and Porto, A. J. V., *Journal of Non-Crystalline Solids*, **272**, 174-178 (2000).
- 14) Blackley, W. S. and Scattergood, R. O., *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**(10), 3113-3115 (1990).
- 15) Shibata, T., Fujii, S., Makino, E. and Ikeda, M., *Precision Engineering*, **18**, 129-137 (1996).
- 16) Hung, N. P. and Fu, Y. Q., *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **16**, 871-876 (2000).
- 17) Hill, M. J. and Rowcliffe, D. J., *J. of Mat. Sci.*, **9**, 1569-1576 (1974).