変形破壊挙動に基づくぜい性材料の延性モード切削機構*

柴田隆行** 藤井 茂*** 藤井章弘† 牧野英司** 池田正幸**

Ductile-Regime Turning Mechanism of Brittle Materials Based on Fracture Behaviour

Takayuki SHIBATA, Shigeru FUJII, Akihiro FUJII, Eiji MAKINO and Masayuki IKEDA

In this study diamond turning and Vickers indentation testing on single-crystal silicon, quartz crystal, fused silica, and glass were carried out. Based on the fracture behaviour of these brittle materials, the mechanism of ductile-regime turning was investigated. The material removal mechanism tends to change from ductile to brittle with increasing depth of cut. With the turning of single-crystal silicon, quartz crystal, and glass, cracks, produced by excessive tensile stress around the cutting edge of the tool, propagate upward from the cutting edge to the free surface of the work. However, since these cracks do not remain behind as damage on the turned surface, the turning process proceeds under a ductile regime. At a larger depth of cut, brittle fracture occurs due to elastic recovery (elastic/plastic mismatch stress field) after the cutting tool passes. This is the same mechanism as that found in crack formation occurring during the unloading period of the indentation cycle. On the other hand, the fused silica showed different fracture behaviour. After indentation, Hertzian cone cracks were produced at maximum tensile stress in the elastic stress field. Therefore, it is difficult to realise ductile-regime turning with fused silica, as extensive cracking is generated in front of the cutting edge.

Key words: diamond turning, ductile-regime turning, ductile-regime turning mechanism, brittle material, indentation test, fracture behaviour

1. 結 言

ガラスやシリコンなどのぜい性材料においても加工単位（切削においては切込み量などで代表される値）を小さくすることによって、金属と同様に塑性変形による材料除去が可能となることが経験的に知られている。このため、運動転写原理に基づいた超精密切削・研削によってぜい性材料を高精度かつ高効率に加工する、いわゆる延性モードでの加工が注目を集めている^{1)~4)}。しかし、今日の最高水準の工作機械を導入したとしても再現性よく安定に加工を行うことは困難であり、その実現は実験室レベルにとどまっているのが現状である。したがって、ぜい性-延性遷移を支配する主要因を明確にし、これにより加工モードを制御することが不可欠となっている。

このような背景のもとに、破壊力学的な立場からぜい性-延性遷移機構を明らかにしようと盛んに研究が行われている^{5)~10)}。しかし、現在のところその現象の複雑さのために十分な理解が得られているとは言い難い。このため、統一的な見解を得るには様々な視点からの研究が必要であり、より多くの情報の収集が重要となっている。

本報では、各種ぜい性材料の超精密切削実験を行い、仕上面性状および切りくず形態を観察し、延性からぜい性への遷移条件およびそのふるまいを実験的に明らかにした。さらに、ビッカース圧子を用いた押し込み試験によって発生するクラック形態の違いに着目し、切削実験の結果とあわせてぜい性材料の延性モード切削機構について考察した。

2. 実験装置および方法

2.1 実験装置

切削実験には空気静圧スピンドルおよび空気静圧スライド（送りテーブル）からなる超精密旋盤（日立精工(株)製 DPL-100）を使用した。切込み量は、既存の工具送りテーブルに設置した渦電流式非接触変位計（KAMAN(株)製 KD-2300-1S）によって計測し設定した。切込み分解能は約 20 nm となっている。

2.2 切削条件

切削実験は、水晶（日本電波工業(株)製 AT カット板）、単結晶シリコン（信越半導体(株)製）、石英ガラス（東芝セラミックス(株)製 T 4040）およびバリウムほうけい酸ガラス（コーニング(株)製 7059 ガラス、以下ガラスと呼ぶ）の 4 種類の被削材について行った。スピンドル回転数 1 000 rpm（切削速度 2.5~3.7 m/s）一定とし、切込み量 100 nm, 300 nm, 送り量 5 $\mu\text{m}/\text{rev}$, 10 $\mu\text{m}/\text{rev}$ の条件で正面旋削を行った。切削中には白灯油を噴霧給油した。工具にはノーズ半径 0.8 mm, すくい角 -20° , 逃げ角 10° の単結晶ダイヤモンド R 刃バイト（大阪ダイヤモンド工業(株)製）を使用した。また、すべてのバイトの結晶方位は、すくい面と $\{110\}$ とのなす角度が約 20° で刃先の方向が $\langle 100 \rangle$ とした。この結晶方位は、バイト摩耗が進行しても切れ刃が鋭利に保たれる方位であることが水晶の切削実験からわかっている¹¹⁾。

2.3 評価方法

切削面の粗さはタリステップ（Rank Taylor Hobson(株)製）によって測定した。押し込み試験は、ビッカース圧子を用い微小硬度計（大洋テスター(株)製寺沢式微小硬度計）によって行った。押し込み荷重を 0.04~7.0 N とし、クラック発生の有無、破壊領域の大きさ、破壊形態を金属顕微鏡によって観察した。押し込み試験は各荷重で 5~10 回行い、4 種類の被削材に対し、それぞれ 100~200 個の圧痕について評価した。また、ガ

* 原稿受付 平成 8 年 3 月 11 日

** 正 会 員 北海道大学工学部（札幌市北区北 13 条西 8 丁目）

*** 北海道大学大学院（現、三洋電機(株)；群馬県邑楽郡大泉町坂田 1-1-1）

† 北海道大学大学院

Fig. 1 Surface features of turned single-crystal silicon

Fig. 2 Surface features of turned quartz crystal

ラスや水晶のように透明な試料の場合には、材料内部の破壊領域における光の散乱によって観察が困難となったため、約 20 nm の金を蒸着し破壊の形態を観察した。バイト摩耗の評価は走査型電子顕微鏡によって行った。

3. 実験結果および考察

3.1 各種材料の切削面性状および切りくず形態

図 1 は、送り量を 10 $\mu\text{m}/\text{rev}$ とし、切込み量を変化させたときのシリコン切削面の微分干渉顕微鏡写真である。切削面、切削方向はそれぞれ (001), $[\bar{1}\bar{1}0]$ である。いずれの切削面にも切削方向に沿った条痕が認められる。切込み量 100 nm の (a) ではぜい性破壊が認められず完全な延性モード切削となっている。表面粗さは約 45 nm_Ry となっていた。また、この条件では連続した切りくずも確認された。一方、切込み量 300 nm の (b) では、ぜい性破壊による微小な欠けが数多く見られる。このように、切込み量を大きくすると、ぜい性と延性が共存した面性状となった。

図 2 は水晶切削面の金属顕微鏡写真である。切込み量 100 nm, 送り量 5 $\mu\text{m}/\text{rev}$ の条件 (a) では、透明な仕上面となり延性モードでの切削となった。表面には送り量に対応した 10 μm 間隔の規則的な切削条痕が認められ、粗さは約 6 nm_Ry となっていた。このような延性モードでの切削となる場合には、水晶においても連続した切りくずが排出されることが確認されている³⁾。これに対し、切込み量 300 nm, 送り量 10 $\mu\text{m}/\text{rev}$ の (b) では、全面がぜい性破壊によるクラックに覆われた面性状となった。このように、水晶の切削においては切込み量、送り量が大きくなるとぜい性-延性遷移が急激に起こり、シリコンの場合のように両者が共存した面性状とはならない。

図 3 は、石英ガラス切削面の金属顕微鏡写真である。(a) は切込み量 300 nm, 送り量 10 $\mu\text{m}/\text{rev}$ の条件で切削した結果である。図から面全体がぜい性破壊によるクラックに覆われていることがわかる。(b) は切込み量 100 nm, 送り量 5 $\mu\text{m}/\text{rev}$ で切削した試料である。(a) と同様な面性状となっている。また、いずれの条件においても切りくずはき裂型の微小片となっ

Fig. 3 Surface features of turned fused silica

Fig. 4 Surface features of turned glass
Depth of cut : 300 nm, Feed rate : 10 $\mu\text{m}/\text{rev}$

Fig. 5 Typical continuous chips obtained from turning of glass

ており、連続した切りくずは認められなかった。このように、石英ガラスでは切込み量、送り量を小さくしても延性モード切削とはならなかった。

図 4 は切込み量 300 nm, 送り量 10 $\mu\text{m}/\text{rev}$ の条件で切削したガラスの結果である。(a) に示すように切削方向に対しほぼ垂直に大きなクラックが生じていることがわかる。また、切削方向に沿った条痕が見られる。切削条痕部分を拡大した (b) から、その幅には 2~30 μm のばらつきがあることがわかる。さらに、切削条痕内には切削方向と垂直な溝が多数観察される。切削面を深さ方向に約 1 μm 単位でエッチング ($\text{HF} : \text{HNO}_3 : \text{CH}_3\text{COOH} = 1 : 12 : 3$) し、逐次、観察を行ったが、溝の部分にはクラックは認められず、溝は切削により形成された表面の凹凸であることがわかった。このことから、大きなクラックを除けば、大部分は延性モードで切削されているといえる。

図 5 はガラスの切削によって得られた切りくずを示したものである。(a) から連続した切りくずが排出されていることがわかる。切りくずの幅のばらつきは 10~30 μm となっており、切削条痕の幅のばらつきとほぼ対応していた。(b) から切りくずの表面にはその長手方向に対し垂直にしま模様が見られ、切りくず厚さの小さな端部では部分的に破断しているのがわかる。このように、ガラスの切削では切込み量が 300 nm と大きな場合にも連続した切りくずが排出されており、他の 3 つの被削材に比べて延性モード切削になりやすいと考えられる。しか

Fig. 6 SEM photographs of cutting edge of diamond tools worn by turning

Fig. 7 Side view of diamond tool worn by turning

し、後述するように、バイト摩耗により切れ刃稜の丸みが大きくなっていったために切削方向に大きな引張応力が働き、部分的にぜい性破壊が起こったものと考えられる。

3.2 バイトの摩耗形態

図6は各種材料を切削した後のバイトの切れ刃部分の写真である。切削距離はいずれも約300mとほぼ同じである。図から被削材の種類によって摩耗形態が大きく異なっていることがわかる。(a)のシリコン切削後のバイトは摩耗がほとんど見られない。水晶切削後のバイト(b)は、摩耗した逃げ面側に多数の筋が見られる。しかし、すくい面側には摩耗はほとんど見られず、切れ刃が比較的鋭く保たれていることがわかる¹¹⁾。(c)は石英ガラス切削後のバイトで、摩耗形態は水晶の場合と類似している。(d)はガラス切削後のバイトである。摩耗部分は水晶、石英ガラスとは異なり比較的なめらかな性状となっている。また、切れ刃稜の丸みが大きくなっているのが特徴である。

図7は摩耗したバイトを側面から観察したときの模式図である。図中の網掛け部分が摩耗した部分を表している。バイトの摩耗は、図のように摩耗前の切れ刃の位置から摩耗後の切れ刃の位置までの長さ(切れ刃後退量と定義する)および切れ刃稜丸み半径について評価した。切削距離に対する切れ刃後退量および切れ刃稜丸み半径の測定結果を図8(a), (b)にそれぞれ示す。シリコンを切削したバイト以外では、切削距離が150m

Fig. 8 Relationship between cutting distance and tool wear

Fig. 9 Hardness and heat conductivity

程度の初期の段階で切れ刃後退量および切れ刃稜丸み半径が急激に増加し、その後、ほぼ一定となっている。石英ガラスを切削したバイトに比べて水晶やガラスでは切れ刃後退量が大きくなっている。また、水晶、石英ガラスでは切れ刃稜丸み半径が1.5μm程度で一定となるのに対し、ガラスの場合には4~5μmと非常に大きくなっていることがわかる。

それぞれの被削材のビッカース硬さおよび熱伝導率を図9に示す。硬さは押込み試験によって得られた実測値である。これらの値と図8の結果を比較すると、硬さの比較的大きなシリコンでバイト摩耗がほとんど起こらず、逆に、硬さの小さいガラスでバイト摩耗が大きくなる結果となった。一方、熱伝導率に着目すると、摩耗がほとんど認められなかったシリコンは他に比べてその値が1けた以上大きくなっている。ダイヤモンドは空気中では約1000K以上の高温にさらされると、酸化などにより大きな熱損耗を生じる¹²⁾。このため熱伝導率の大きなシリコンでは切削により発生する熱が被削材のシリコンからも十分

Fig. 10 Crack patterns produced by Vickers indentation

に放熱されることにより、バイト摩耗が起こりにくいものと思われる。一方、ガラスは熱伝導率が最も小さいために工具切れ刃部分の温度が上昇しバイト摩耗が大きくなるものと思われる。加えて、工具すくい面を連続した切りくずが接触するため、その摩擦により切れ刃の丸みが大きくなるものと考えられる。熱伝導率の値がガラスとほぼ同程度の石英ガラスでも摩耗が大きく進行する。しかし、ぜい性破壊が起こりやすき裂型の切りくずが排出されるため、すくい面での摩耗が起これずにガラスに比べ切れ刃が鋭利に保たれるものと考えられる。

3.3 ぜい性材料の切削機構

図10に押し込み試験によって生じた典型的なクラックの様子を示す。(a)は圧子を荷重0.04 N (押し込み深さ0.3 μm) で水晶に押し込んだ結果であり、塑性変形によって圧痕が形成されているがクラックは観察されない。このように、荷重が小さく押し込み深さが小さいときにはすべての材料でクラックの発生は認められなかった。これは、切込み量、送り量を小さくすることによって、いずれの材料においても延性モード切削が行われることを示唆している。(b)は押し込み深さを大きくしたときにシリコン、水晶、ガラスに見られたクラックで、圧痕の対角線の方向に放射状に発生している。(c),(d)はそれぞれシリコン、水晶において見られたクラックで、(b)よりさらに圧子を深く押し込んだときに発生したものである。(c)では図中に矢印で示したように圧痕の稜に接する部分で貝殻状の割れが起こっている。(d)では円弧状にクラックが生じている。(e)は

Fig. 11 Schematic diagram showing crack formation mechanisms

石英ガラスの場合にのみ観察されたもので、圧痕を中心として円形にクラックが発生している。さらに、押し込み深さを大きくすると石英ガラスでは(f)のように、圧痕の対角線方向や稜線の法線方向にクラックが発生し大規模な破壊が起こった。

図11は圧子の押し込みによるクラックの発生機構^{13)~16)}を模式的に示したものである。圧痕の対角線方向に放射状に発生するクラック(図10(b)に対応)は(a)に示すように、圧子が材料に押し込まれたときに塑性変形によって圧子の先端や稜線の交わる部分に引張応力の集中が起こり発生する(タイプ1のクラックと呼ぶ)。圧痕の稜に接する部分での貝殻状の割れ(図10(c)に対応)は、荷重(圧子)を取り除く際に発生したものと考えられる。これは、(b)に示すように、圧子の接触していた近傍では塑性変形が起こり圧子を取り除いても元の状態に戻れないのに対し、弾性変形領域が元に戻ろうとすることで発生するものである¹³⁾¹⁵⁾(タイプ2のクラックと呼ぶ)。水晶で生じた図10(d)のクラックも同様の発生機構によるものと考えられる。石英ガラスで発生する特徴的なクラック(図10(e),(f)に対応)は、塑性変形が主体で発生するタイプ1とは異なり、(c)に示すように弾性変形により試料表面に大きな引張応力が働き破壊(弾性破損¹³⁾)するものである(タイプ3のクラックと呼ぶ)。すなわち、球状圧子を試料表面に押し込んだときに接触円近傍に発生するリングクラック(ヘルツクラック)と同様な機構で発生したものと考えられる¹⁶⁾。このように、各種材料の押し込み試験により発生したクラックの形態はその発生機構により大きく3つに大別できる。タイプ1は塑性変形が主体となって発生するものであり、タイプ2は弾性回復力、タイプ3は弾性破損によるものである。

Fig. 12 Relationship between fracture probability and indentation depth

図 12 は押込み試験により各材料に発生したクラックをそのタイプ別にまとめたものである。なお、横軸は圧痕の大きさから求めた押込み深さとしている。(a) からシリコンでは押込み深さが約 $0.5 \mu\text{m}$ を越えるとタイプ 1 のクラックが発生し、押込み深さが大きくなると共にタイプ 2 のクラックの発生確率が高くなる。(b) の水晶においても押込み深さが大きくなるとタイプ 1 のクラック (押込み深さ約 $0.4 \mu\text{m}$ 以上) からタイプ 2

Fig. 13 Ductile-regime turning models

のクラックへ移行する。しかし、シリコンでは押込み深さの広い範囲でタイプ 1 のクラックとタイプ 2 のクラックが共存する条件があるのに対して、水晶ではタイプ 1 からタイプ 2 のクラックへ急激に遷移している。このようなクラック形態の遷移状態は、切削実験において、水晶では脆性-延性遷移が急激に起こり、シリコンでは両者が共存した条件が存在することに対応する。延性モード切削とならなかった石英ガラス (c) では、他の材料とは異なりタイプ 3 のクラックが発生し、押込み深さが大きくなるとタイプ 3 のクラックと同時にタイプ 1、タイプ 2 のクラックが発生した。クラックの発生する押込み深さに着目すると、石英ガラスではシリコン、水晶に比べ $1.0 \mu\text{m}$ 以上と大きくなっているにもかかわらず延性モード切削とはならなかった。このことは、延性モード切削のための臨界切り取り厚さ (切込み量などで代表される値) を、クラックが発生する押込み深さの比較からだけでは単純には決められないことを示唆するものである。ガラス (d) では、クラックの形態はタイプ 1 となっており、発生する押込み深さも約 $2.5 \mu\text{m}$ と他の材料と比較して大きくなっている。

各種材料におけるクラック発生機構の違いといった観点から考察した切削モデルを図 13 に示す。(a) は押込み試験でタイプ 1 のクラックが発生した水晶、シリコンおよびガラスの切削モデルである。切込み量が小さいときにはいずれの材料も延性モード切削となるが、切込み量が大きくなると材料の破壊強度を超える応力が作用し、工具刃先先端での応力が集中した部分からクラックが発生する (タイプ 1 のクラック発生機構に対応)。しかし、クラックは図のように刃先上方に成長し切削

面にはクラックが残留しない。その結果、見かけ上は延性モード切削と同様な面性状が得られるものと考えられる。このようなクラックはガラスの切削において実際に観察されている¹⁷⁾。しかし、さらに切込み量が大きくなると、(b)に示すように工具通過後に試料表面の塑性変形部分が弾性回復力によって押し上げられることによって破壊（タイプ2のクラック発生機構に対応）が起こり、ぜい性モードでの切削となる。水晶はこのような弾性回復力による破壊が狭い切削条件の範囲で起こるため、ぜい性-延性遷移が明瞭となる。一方、シリコンは両者のクラックが共存する条件があるため、ぜい性・延性両モードの切削となる。また、ガラスは工具摩耗により切れ刃稜丸みが大きくなったために生じた大きなクラック（図4(a))を除けば、面性状や連続した切りくずの排出から考えて、広い切削条件で延性モード切削が行われているといえる。これは、クラックの発生する押込み深さが水晶、シリコンに比べて大きくなっていることと、タイプ2のクラックの発生が起こらないことから説明できる。(c)はタイプ3のクラックが発生する石英ガラスの切削モデルである。工具の切れ刃稜丸みが小さく、切込み量が小さな条件でも、先端半径が大きな圧子押し込んだ場合と同様に弾性変形領域が大きく広がるために、弾性的に押し込まれた工具周辺の被削材表面には大きな引張応力が働き大規模な破壊が起こる。このような、弾性破壊の生じやすい材料では延性モード切削とはなりにくいと考えられる。

4. 結 論

単結晶シリコン、水晶、石英ガラスおよびガラスの4種類のぜい性材料について超精密切削を行い、ビッカース圧子を用いた押込み試験によるクラック形態の違いから、延性モード切削機構を考察した。提案した切削モデルの概要は以下のとおりである。

- (1) 単結晶シリコン、水晶、ガラスのような工具刃先の応力が集中した領域からクラックの発生しやすい材料は、刃先前上方にクラックが進展し、延性モード切削と同様な仕上面が得られる。
- (2) 上記(1)の条件よりも切込み量が大きくなると、工具通過後に弾性回復力によって破壊が起こり、ぜい性モードでの切削へ移行する。弾性回復力による破壊が狭い押込み深さで起こる水晶ではぜい性-延性遷移が急激に起こり、遷移領域が広い単結晶シリコンでは両者が共存した切削となる。
- (3) 石英ガラスのような弾性破壊の生じやすい材料では、工具前方で大規模な破壊が起こり、延性モード切削とはなりにくい。

以上のように、本論文では被削材の変形破壊挙動の違いと

いった観点から考察した一つのモデルを提案した。しかし、材料のもつどのような性質が破壊のふるまいを支配するのかといったことは明らかになっておらず、さらに詳細な検討が必要である。

本研究を進めるにあたり、超精密旋盤を提供いただいた日本軽金属(株)および日立精工(株)の関係各位、ならびに粗さ測定にご協力いただいた北海道工業試験場の小林政義氏に深く謝意を表します。また、実験に協力いただいた北海道大学の高橋義美氏、ならびに有益な助言をいただいた日本精工(株)の田中守氏に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) D. L. Decker, D. J. Grandjean and J. M. Bennett : Optical and Surface Physical Characteristics of Diamond-Machined Infrared Windows, NBS Spec. Publ., **562**, (1979) 293.
- 2) P. Blake, T. Bifano, T. Dow and R. O. Scattergood : Precision Machining of Ceramic Materials, Ceram. Bull., **67**, 6, (1988) 1038.
- 3) T. Shibata, E. Makino, M. Ikeda, A. Chiba and M. Tanaka : Ductile-Regime Turning of Quartz Crystal, Int. J. Jpn. Soc. Prec. Eng., **29**, 1, (1995) 18.
- 4) T. Shibata, S. Fujii, E. Makino and M. Ikeda : Ductile-Regime Turning Mechanism of Single-Crystal Silicon, Prec. Eng., **18**, 2/3, (1996) 129.
- 5) K. E. Puttick, M. R. Rudman, K. J. Smith, A. Franks and K. Lindsey : Single-Point Diamond Machining of Glasses, Proc. Roy. Soc. Lond., **A 426**, (1989) 19.
- 6) P. N. Blake and R. O. Scattergood : Ductile-Regime Machining of Germanium and Silicon, J. Am. Ceram. Soc., **73**, 4, (1990) 946.
- 7) T. Nakasuji, S. Kodera, S. Hara, H. Matsunaga, N. Ikawa and S. Shimada : Diamond Turning of Brittle Materials for Optical Components, Ann. CIRP, **39**, 1, (1990) 89.
- 8) W. S. Blackley and R. O. Scattergood : Ductile-Regime Machining Model for Diamond Turning of Brittle Materials, Prec. Eng., **13**, 2, (1991) 95.
- 9) K. Ueda, T. Sugita, H. Hiraga and K. Ikawa : A J-Integral Approach to Material Removal Mechanisms in Microcutting of Ceramics, Ann. CIRP, **30**, 1, (1991) 61.
- 10) S. Shimada, N. Ikawa, T. Inamura, N. Takezawa, H. Ohmori and T. Sata : Brittle-Ductile Transition Phenomena in Microindentation and Micromachining, Ann. CIRP, **44**, 1, (1995) 523.
- 11) 柴田隆行, 藤井 茂, 高橋義美, 牧野英司, 池田正幸, 千葉亜紀雄, 田中 守 : 水晶の超精密切削(第4報)——バイト摩耗の結晶方位依存性, 1993年度精密工学会秋季大会学術講演会講演論文集, (1993) 385.
- 12) 例えば, 井川直哉 : ダイヤモンドの機械的性質——強さと耐摩耗性, New Diamond, **4**, 1 (1988) 6, 上田勝宣, 住谷充夫 : ダイヤモンドと超精密加工, New Diamond, **5**, 2 (1989) 24.
- 13) 谷口紀男 : 硬脆材料の衝撃破砕加工法, 誠文堂新光社, (1959) 133.
- 14) B. R. Lawn and T. R. Wilshaw : Indentation Fracture - Principles and Applications, J. Mater. Sci., **10**, (1975) 1049.
- 15) B. R. Lawn and M. V. Swain : Microfracture beneath Point Indentations in Brittle Solids, J. Mater. Sci., **10**, (1975) 113.
- 16) F. C. Frank and B. R. Lawn : On the Theory of Hertzian Fracture, Proc. Roy. Soc. Lond., **A 299**, (1967) 291.
- 17) 上田完次, 真鍋圭司, 渡辺充彦 : 硬脆材料のき裂制御加工の研究, 1992年度精密工学会秋季大会学術講演会講演論文集, (1992) 25.