

フッ化物ガラスの超精密切削 —仕上げ面生成と工具損傷の基礎検討—

石塚 潤^{*1}, 長澤圭祐^{*2}, 三神政之^{*2}, 閻 紀旺^{*3}

Ultraprecision cutting of fluoride glass
- Fundamental investigation on surface formation and tool damage -

Jun ISHIZUKA, Keisuke NAGASAWA, Masayuki MIKAMI and Jiwang YAN

光学ガラスの超精密切削におけるダイヤモンド工具の摩耗は、ガラスの主成分である SiO₂ とダイヤモンドとの化学反応が 1 つの要因であると考えられる。本研究では、SiO₂ を含有しないフッ化物ガラスを被削材として切削加工を試みた。その結果、SiO₂ を含有する光学ガラス BK7 に比べ、ダイヤモンド工具の刃先後退率が約 1/22 へと低減し、継続的な延性モード加工が可能となった。また、仕上げ面と切りくず生成そして工具損耗形態などの変化における切削条件の影響を調べた。さらに、本技術を利用してガラス非球面レンズの切削加工を試みた。

Key words: ultraprecision cutting, diamond turning, ductile mode cutting, fluoride glass, optical lens, tool wear

1. 緒言

カメラやプロジェクタなどのレンズには、透明性や均質性が高く経年劣化のしにくい光学ガラスが使用されている。そのレンズの形状としては、球面収差がなく小型・軽量化が期待できる非球面形状が求められている。非球面ガラスレンズの加工方法にはプレス成形や研削・研磨が挙げられる。プレス成形は生産性が高いものの、高硬度・高精度な金型が必要となるうえ、冷却時に素材収縮が起こるため精度の維持が難しい。また、研削・研磨は高い表面品質が得られるが、非球面のような複雑な形状やフレネルレンズのような微細形状の作成は、砥石の大きさや形状に依存するため、限界がある。一方、ダイヤモンド工具による超精密切削は、研削・研磨加工に比べ複雑形状をより高い形状精度で加工することができる。

光学ガラスの超精密切削はこれまでも多く研究されてきた¹⁾。しかし、光学ガラス切削時にダイヤモンド工具が激しく摩耗し切削が継続できないことが大きな問題となっている²⁾³⁾。多くの光学ガラスの主成分が SiO₂ (酸化珪素) であることから、SiO₂ とダイヤモンドの化学反応が工具摩耗の支配的な要因である可能性があると考えられる。これまで、SiO₂ はダイヤモンドに対し高い摩耗率を示すことから、ダイヤモンドの化学的研磨にも利用されてきた⁴⁾。また、ダイヤモンドと SiO₂ を摩擦させると、化学反応によりダイヤモンド表層の結合が破壊され、

炭素原子が取り除かれて摩耗することが分子動力学シミュレーションにより説明されている⁵⁾。以上のことから、SiO₂ を含有しない光学ガラスを用いれば、切削時の工具摩耗を抑制できるのではないかと考えられる。

そこで本研究では、まず SiO₂ を含有しないフッ化物ガラスと SiO₂ を含有する光学ガラス BK7 を被削材として使用し平面切削実験を行い、仕上げ面生成や工具損耗のメカニズムの比較検討を行った。その結果、フッ化物ガラスを切削加工する時、工具摩耗が著しく低減されることを見出した。そして応用例として、フッ化物ガラスの超精密切削により、今まで成功例が報告されていないガラス非球面レンズの製作を試みた。

2. 平面切削実験

2.1 被削材の種類

本研究の被削材には屈折率やアッペ数など光学特性に近い 2 種類のガラスを使用した。各ガラスの主成分とその含有率をそれぞれ表 1、表 2 に示す。BK7 には重量比で SiO₂ が最も多く含まれているのに対し、フッ化物ガラス S-FPL51 には

表 1 光学ガラス BK7 の主成分

成分名	含有率 (wt%)
SiO ₂	60~70
B ₂ O ₃	10~20
CaO	0~10
BaO	0~10
Al ₂ O ₃	0~10

表 2 フッ化物ガラスの主成分

成分名	含有率 (wt%)
SrF ₂	20~30
P ₂ O ₅	20~30
BaF ₂	10~20
CaF ₂	10~20

*1 慶應義塾大学大学院 理工学研究科: 〒223-8522 神奈川県横浜
市港北区日吉3-14-1

Keio University, Graduate School of Science and Technology

*2 株式会社コシナ: 〒383-0051 長野県中野市七瀬73

COSINA CO., LTD.

*3 慶應義塾大学理工学部 機械工学科: 〒223-8522 神奈川県横浜
市港北区日吉3-14-1

Keio University, Department of Mechanical Engineering

〈学会受付日:2017年 7月 5日〉

〈採録決定日:2017年11月 8日〉

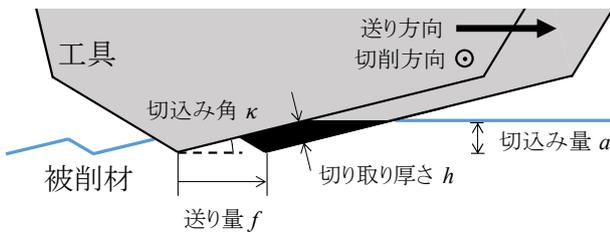


図1 平バイトによる切削モデル

表3 平面切削実験の加工条件

	実験1	実験2	実験3
被削材	BK7 (φ30)	フッ化物ガラス (φ50)	
切込み角 κ (°)	1.69	1.72	1.99
すくい角 (°)	0		-20
逃げ角 (°)	7		27
主軸回転数 (rpm)	2000		
送り量 f ($\mu\text{m}/\text{rev}$)	5~25		1.6~15
切削回数 (回)	2	4	
切込み量 (μm)	7	14	7
総切削距離 L (m)	57	169	585
切削油	白灯油噴霧		

SiO₂が一切含まれていない。

2.2 実験方法

切削実験には4軸同時制御の超精密加工機 NanoformX (アメテック(株)製)を使用した。X軸とZ軸にはリアモータ駆動による完全非接触の軸駆動を採用している。X軸とZ軸は0.1nm単位の位置決め性能を有する。平面切削実験の工具には単結晶ダイヤモンド平バイトを用いた。平バイトによる切削モデルを図1に示す。被削材の前加工面は研磨面である。図1における切り取り厚さ h は(1)式のように表される。

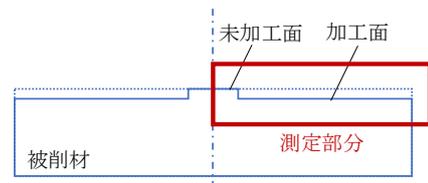
$$h = f \sin \kappa \quad (1)$$

ここで f は送り、 κ は切込み角である。切込み角の設定は加工機のB軸を使用して行った。平バイトによる切削では、切れ刃全体に渡って切り取り厚さが一定となる。そのため、加工面の観察により容易に脆性モードから延性モードへの遷移を確認することができる⁶⁾。実験条件を表3に示す。工作物半径方向に1mmごとに送り量を変化させ、一度の実験で同一の工具のまま同じ実験条件を繰り返した回数を切削回数とした。摩擦を低減するために切削油を噴霧した。負のすくい角の工具を用いて単結晶Siを切削することで、加工面の脆性破壊を抑制し延性モード切削を行いやすくなる⁷⁾。そこで、工具すくい角の変化による加工特性を比較するため、すくい角0°、-20°で実験を行った。ツールホルダを用いてすくい角0°の工具をシャンクごと傾け、すくい角を変化させた。

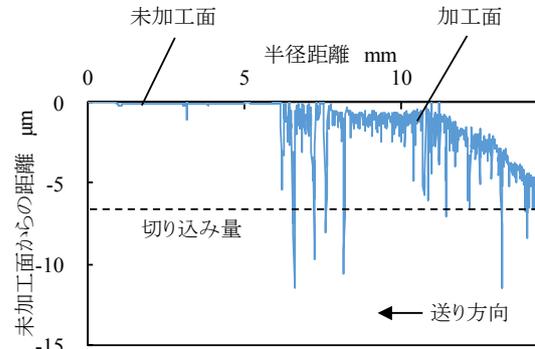
3. 平面切削実験結果

3.1 加工面の断面プロファイル

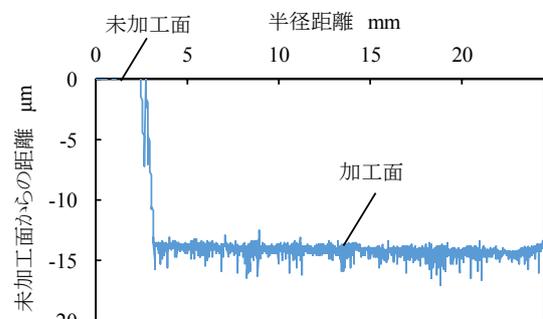
切削後の加工面の断面プロファイルを測定した結果を図2に示す。図2(b)のBK7の切削(実験1)における加工面の断面プロファイルから、加工面が外周部から内周部にかけて



(a) 被削材の模式図



(b) 実験1 (BK7, すくい角0°)



(c) 実験2 (フッ化物ガラス, すくい角0°)

図2 平面切削加工面の断面プロファイル

緩やかに高くなっており、実質切込み量が減少していくことが確認できた。切削距離が49mに達した時点で加工面の高さが0となった。これはSiO₂を含有する光学ガラスBK7の切削においては工具が急激に摩耗していき、最終的には切削がほぼ行われなくなったことを示している。

一方、図2(c)のフッ化物ガラスの切削(実験2)における加工面の断面プロファイルから、加工面全面において一定の高さとなっていることが確認できる。工具摩耗が抑制され、実質切込み量がほぼ一定であったと考えられる。すなわち、SiO₂を含有しないフッ化物ガラスの切削においては、切れ刃後退が抑制され、切削が安定に継続して行われることが示された。

3.2 加工面の観察

切削後のガラス表面を走査型電子顕微鏡(SEM)により観察した結果を図3に示す。SiO₂を含有する光学ガラスBK7の切削(実験1)においては、切削距離数mの時点で、図3(a)や図3(b)に示すような切削方向に対し垂直に延びる周期的な微小き裂と、図3(a)に示すような100 μm を超える大きなき裂が多数生じるようになった。また、切削距離49mの時点で、図3(b)に示すように、途中から切削痕のない表面となった。これは、工具摩耗により切れ刃が後退し、切削が行われなくなったためであると考えられる。

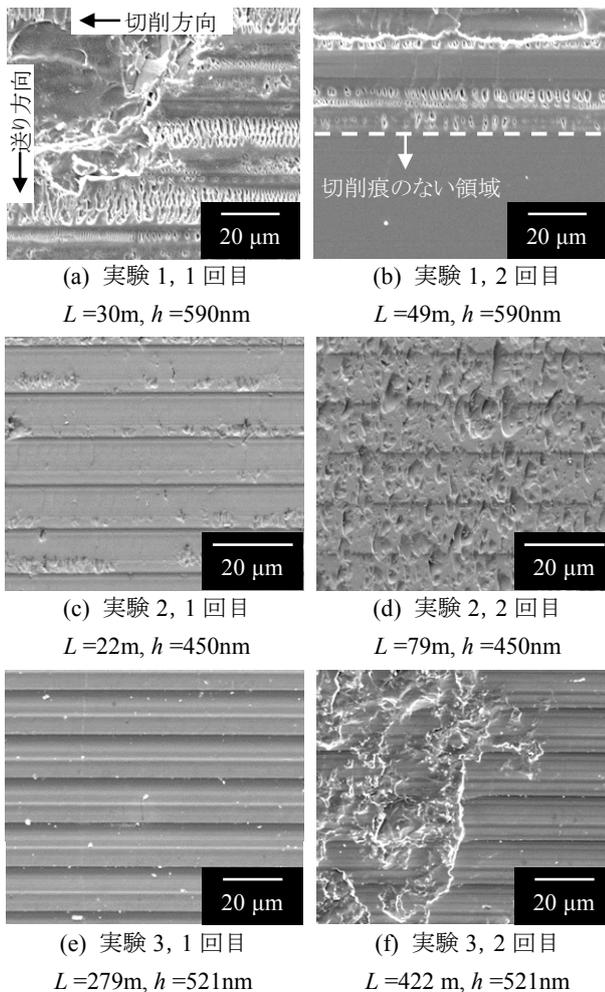


図 3 加工面の SEM 画像

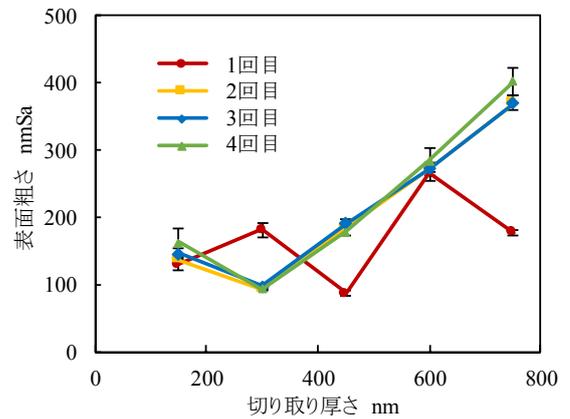
SiO₂ を含有しないフッ化物ガラスをすくい角 0° で切削を行った実験 2 においては、始めに図 3(c)に示すような数 μm 程度の微小き裂が点在しているが、延性モードに近い加工面が得られた。切削距離が増加していくに伴って、図 3(d)に示すように、微小き裂の数が増加した。

フッ化物ガラスをすくい角-20° の工具により切削を行った実験 3 においては、図 3(e)に示すように、始めにき裂の全くない延性モードの加工面が得られた。しかし、切削距離 279m を超えた地点から、図 3(f)に示すように、表面に数十 μm 程度の大きさの大型き裂が生じ始めた。

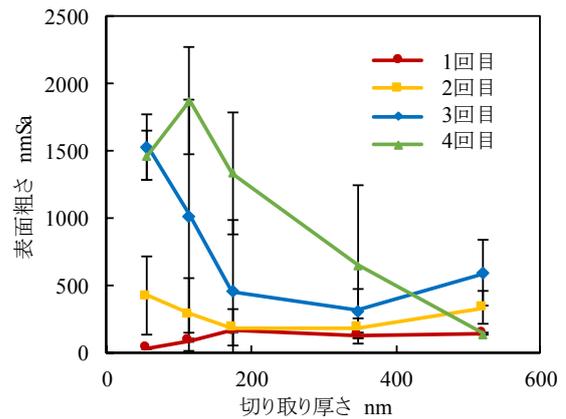
フッ化物ガラス切削時の切り取り厚さと表面粗さの関係を図 4 に示す。実験 3 のすくい角-20°、切り取り厚さ 56nm のとき、1 回目の切削において表面粗さが 33nmSa となり最も小さくなった。しかし、実験を繰り返すと、表面粗さは増大し平滑な加工面が得られなかった。一方で、実験 2 で切削を繰り返すと、実験 3 と比較して表面粗さは小さいことがわかった。

3.3 切りくずの形態

切削実験により得られた切りくずを SEM により観察した画像を図 5 に示す。実験 1 の SiO₂ を含有する光学ガラス BK7 切削時に生じた切りくずは、図 5(a)に示すように、き裂型の切りくずであることがわかる。切りくずの形状から、BK7 切削時には脆性モード切削が行われたことが確認できる。一方、実験 2, 3 の SiO₂ を含有しないフッ化物ガラスの切削においては、



(a) 実験 2 (フッ化物ガラス, すくい角 0°)



(b) 実験 3 (フッ化物ガラス, すくい角-20°)

図 4 切り取り厚さと表面粗さの関係

図 5(b), (c)に示すように、流れ型の切りくずが観察された。この切りくずの形状から、フッ化物ガラスの切削においては延性モード切削が行われたことが示唆されている。

3.4 工具摩耗の観察

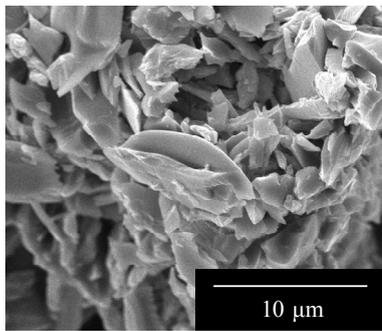
実験 1, 2, 3 の切削においては、共通して逃げ面摩耗が生じた。図 6 に切削点の位置を示す模式図と切削実験後の工具の刃先を SEM により観察した画像を示す。逃げ面摩耗幅を切削距離で除した値を刃先後退率とし、実験 1 と実験 2 の刃先後退率を比較した。その結果、刃先後退率は実験 1 で 0.397μm/m、実験 2 で 0.018μm/m であり、フッ化物ガラス切削時では BK7 切削時の約 1/22 であることが明らかになった。また、実験 2 では工具のすくい面に幅が 1~2μm のクレータ摩耗が形成された。

すくい角 0° で切削を行った実験 1, 実験 2 切削後の工具について、工具表面にき裂が生じた。図 7 に工具刃先の模式図と、工具表面に生じたき裂を SEM により観察した画像を示す。すくい面には木の枝のように進展したき裂が、逃げ面にはクレータ状のき裂が形成された。

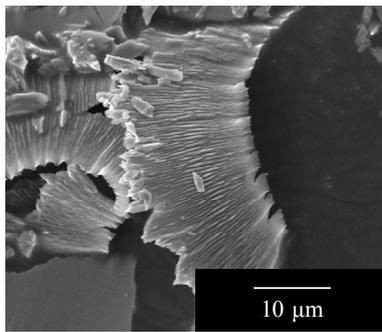
4. 考察

4.1 工具摩耗による切削状態の変化

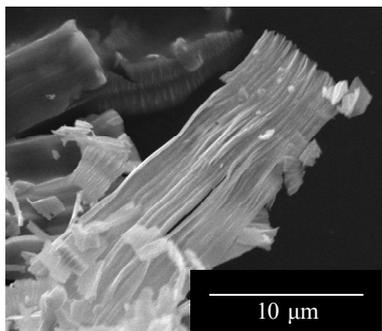
SiO₂ を含有する光学ガラス BK7 の実験 1 の切削では、工具摩耗が激しく、刃先が後退すると同時に丸みを帯びる。これにより、実質切り取り厚さが非常に小さい条件では、被削材



(a) 実験 1 (BK7, すくい角 0°)



(b) 実験 2 (フッ化物ガラス, すくい角 0°)



(c) 実験 3 (フッ化物ガラス, すくい角 -20°)

図 5 切りくずの SEM 画像

が刃先下部に押し込まれていく。その結果、切りくずの排出が困難となり、圧壊により図 3(a)に示すような大きなき裂が生じたと考えられる。また、摩耗し刃先が丸くなった工具では、図 2(b)に示すように切削を行うことなく、被削材表面を激しく摩擦する。その結果、図 3(a)や図 3(b)に示すような切削方向に垂直な周期的な微小き裂が生じたと考えられる。

一方、SiO₂を含有しないフッ化物ガラスをすくい角 0° で切削を行った実験 2 では、図 2(c)に示すように継続した切削が行われた。工具摩耗が小さく刃先が比較的鋭利に保たれるため、初期段階では、図 3(c)に示すような延性モードに近い加工面が得られた。しかし切削を続けていくと、図 3(d)に示すような微小き裂が増加した。すくい面のクレータ摩耗によりすくい角が正となり、延性モード切削の臨界切り取り厚さが減少し、設定切り取り厚さを下回ったためであると考えられる。また、表面粗さについては図 4(a)に示すように最大で約 400nmSaであった。実験 2 では図 3(d)に示すような微小き裂が加工面全体に点在するように生成していた。そのため、加工面にき裂生成による表面粗さの悪化は比較的小さかったと考えられる。

フッ化物ガラスをすくい角 -20° で切削した実験 3 では、負

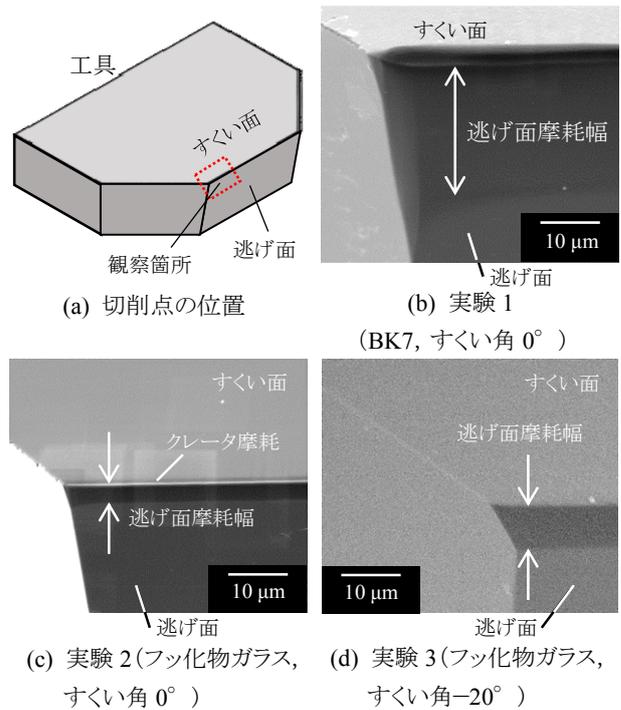
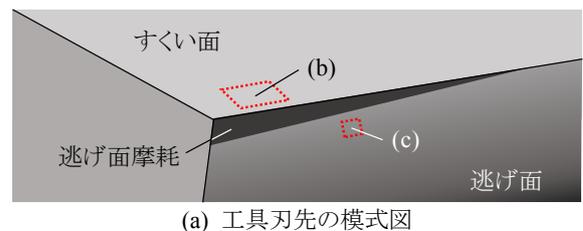
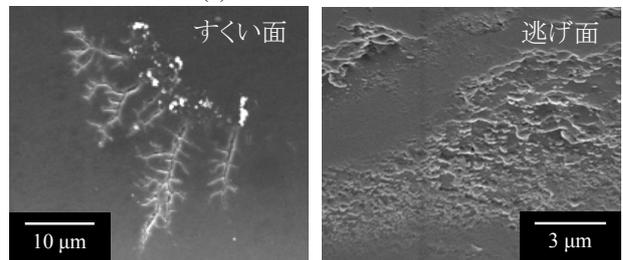


図 6 工具刃先の SEM 画像



(a) 工具刃先の模式図



(b) 実験 1

(c) 実験 2

図 7 工具表面のき裂

のすくい角によって切れ刃前方の圧縮応力が増大し⁷⁾、図 3(e)のように完全な延性モード切削が行われたと考えられる。その後、切削を続けていくと工具が摩耗し、工具の実効すくい角がさらに負の方向に増大する。切れ刃下方に流れる被削材の量が増大するため、切れ刃稜直下の表層部では塑性変形が、深層部では弾性変形が大きく生じる。その後、切れ刃後方でそれが開放されると、弾塑性境界で垂直方向に引っ張り応力が発生し⁷⁾、図 3(f)に示すような大型き裂が発生したと考えられる。また、表面粗さについては最大で約 2000nmSaであり、実験 2と比較して非常に大きな値となった。実験 3 では、図 3(f)に示すように、一つ一つのき裂が非常に大きく、数十 μm の広い範囲に渡って生じている。その結果、き裂の生じた加工面の表面粗さが非常に大きくなったと考えられる。3, 4 回目の切削において、切り取り厚さが小さい領域では表面粗さが非常に大きくなった。切り取り厚さが小さい場

合、相対的に工具切れ刃丸みが大きくなりすくい角が負の方向に増大する。その結果、き裂の規模が更に大きくなり、表面粗さが増大したと考えられる。

4.2 工具摩耗低減のメカニズム

SiO₂ によるダイヤモンドの化学的研磨においては、接触点温度が低いにもかかわらず化学反応が発生しており、研磨速度が大きいとさらに促進されることが報告されている⁴⁾。ダイヤモンドとSiO₂の化学反応のメカニズムは、分子動力学シミュレーションによって説明できる⁵⁾。ダイヤモンドとSiO₂の反応メカニズムを図8に示す。SiO₂中表面のパイロット原子と呼ばれるSi原子やO原子がダイヤモンド表面の炭素と結合する。形成されるC-O結合やC-Si結合の方が、ダイヤモンド内部と表面の炭素間の結合よりも強い結合である。そのため、SiO₂がダイヤモンド表面を摩擦していくと、ダイヤモンド内部と表面の炭素間の結合(図8中の赤線部)が切断され、ダイヤモンド表面の炭素がパイロット原子によって取り除かれていくという結果が報告されている。

本研究において、フッ化物ガラス切削における工具摩耗は、BK7と比較して減少した。その理由については、フッ化物ガラスにSiO₂が含まれていないためであると考えられる。古くから知られているように、ガラスに含まれる成分のうち、ガラスの形成を支配する成分はSiO₂やB₂O₃、P₂O₅などの限られた成分である⁸⁾。本研究で使用したフッ化物ガラスでは、SiO₂の代わりにP₂O₅がガラスを形成する主要な成分となっている。ダイヤモンドとP₂O₅との反応が顕著でないために、ガラス切削時の工具摩耗が低減したと考えられる。

4.3 摩擦放電による工具表面のき裂発生

図7に示したように、いずれのガラスの切削においても工具表面にき裂が生じた。これは、ダイヤモンドとガラスの絶縁体同士の摩擦により生じた放電により発生したものであると考えられる。光学ガラスとダイヤモンドの摩擦摩耗特性に関する先行研究では、摩擦部分で発光が確認されている⁹⁾。この光は放電によるものであると説明されている。ダイヤモンドとガラスが摩擦すると、ガラスに帯電が生じる¹⁰⁾。摩擦帯電により高電位となると、ガラスとダイヤモンドの間に放電が生じ、ダイヤモンド工具表面にき裂が生じたと考えられる。とくに図7(b)のような木の枝状のき裂はLichtenberg marksと呼ばれ、この現象はダイヤモンド工具を用いたポリマーの超精密切削においても確認されている¹¹⁾。また図7(c)のようなクレータ状のき裂については、微小隙間での放電によって生じたトライボプラズマにより発生したと考えられる⁹⁾。

放電現象は主に摩擦接触点の近傍で生じる。中山らによると、放電発生区域の中心点における絶縁体同士の距離は4.6μmである¹⁰⁾。本研究では、ダイヤモンドとガラスの隙間*d*を図9(a)のように定義した。工具の逃げ面摩擦接触点とし、摩擦接触点から逃げ面に生じたき裂の最も遠い点をき裂発生領域長さ*l*とし、測定を行った。ダイヤモンドとガラスの隙間*d*は(2)式のように求められる。

$$d = \frac{l}{2} \sin \gamma \quad (2)$$

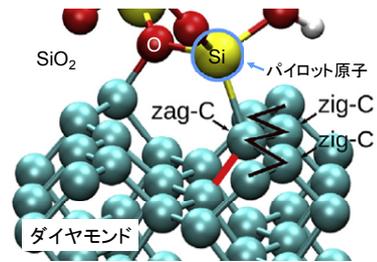
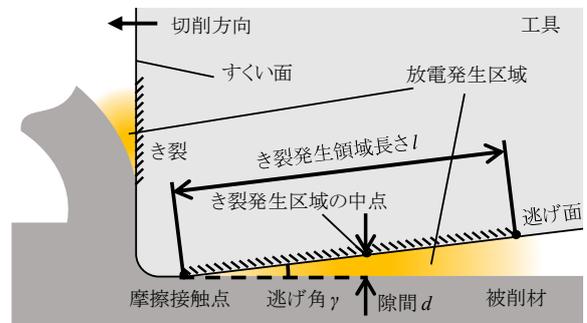
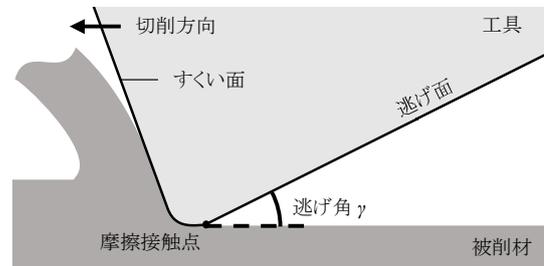


図8 ダイヤモンドとSiO₂の反応メカニズム⁵⁾



(a) 実験1, 2(すくい角0°, 逃げ角7°)



(b) 実験3(すくい角-20°, 逃げ角27°)

図9 切削中の工具の模式図

ここで、 γ は工具の逃げ角である。

すくい角0°(逃げ角7°)の場合、実験1におけるBK7切削時には、図9(a)中の隙間*d*は5.1μmであった。また実験2におけるフッ化物ガラス切削時には、*d*は3.3μmであった。これらの値が先行研究の値(4.6μm)と非常に近い値であることから、ダイヤモンド工具表面に生じたき裂が放電により生じたものではないかと推測できる。

一方、すくい角-20°で切削を行った実験3では、工具にき裂は生じなかった。図9(b)に示すように、すくい角-20°のときでは逃げ角が27°の状態で行っている。そのため、切削液が逃げ面に十分に入り込んで界面摩擦が低減され、放電現象が発生しなかったと考えられる。

5. 非球面切削加工

5.1 実験方法

光学ガラスフッ化物ガラスに対して非球面切削加工を行った。非球面の形状は凸型で、直径は20mm、曲率半径は9.5mmである。工具にはノーズ半径1mmの単結晶ダイヤモンドRバイトを用いて、図10に示すように2軸同時制御による非球面切削加工を行った。表4に非球面切削の実験条件を示す。

5.2 実験結果

切削で試作したガラス非球面レンズの写真を図11に示す。

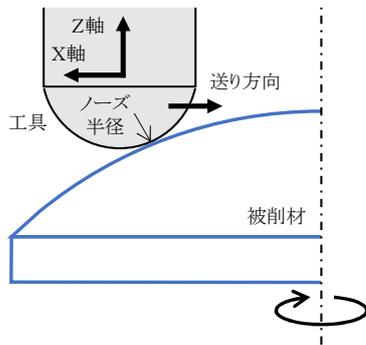


図 10 非球面切削の模式図

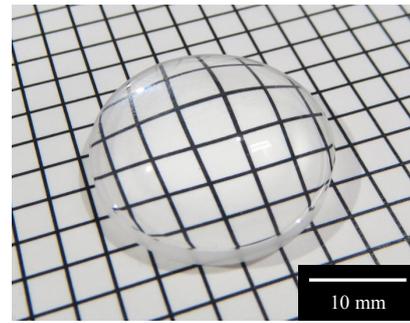


図 11 切削加工したガラス非球面レンズの概観

表 4 非球面切削の加工条件

被削材	フッ化物ガラス		
工具	単結晶ダイヤモンド R パイト		
ノーズ半径 (mm)	1		
すくい角 (°)	0		
主軸回転数 (rpm)	2000		
	荒加工	中仕上げ加工	仕上げ加工
切込み量 (μm)	40	10	6
送り量 (μm/rev)	2	2	1

き裂のない透明な加工面が得られている。図 12 は白色干渉計を用いて測定したレンズ中心部のトポグラフィであり、レンズ中心部の表面粗さは 2.0nmSa である。図 13 に、レーザプローブ式 3 次元測定装置を用いて測定したレンズの断面形状誤差を示す。形状誤差は P-V 値で 9.8μm であった。このように、SiO₂ を含有しないフッ化物ガラスを被削材として用いることでガラス非球面レンズの延性モード切削加工を行うことができた。今回の試作実験では工具の円弧半径誤差を未補正の状態で行ったため、形状誤差が大きくなった。今後、工具円弧半径の補正を行うことでレンズ形状誤差を 1μm 以下まで低減することが可能であると考えられる。

6. 結言

SiO₂ を含有しないフッ化物ガラスを被削材として切削加工を行い、SiO₂ を含有する光学ガラスBK7との加工特性の比較を行った。結論は以下の通りである。

- (1) BK7 の切削では工具摩耗が激しく、僅かな切削距離で切削が中断されたのに対し、フッ化物ガラスの切削では工具摩耗が抑制され、安定した長距離の延性モード切削を行うことができた。
- (2) フッ化物ガラスの切削では、BK7 の切削と比較して逃げ面摩耗による刃先後退率が 1/22 へと低減できた。
- (3) すくい角 -20° の場合、初期段階では完全な延性モード切削が得られたが、工具摩耗の進行に伴って大型き裂が発生した。一方、すくい角 0° の場合、大型き裂の発生を抑制し、比較的安定な加工ができた。
- (4) すくい角 0°、逃げ角 7° の場合、工具表面にき裂が生じた。一方、すくい角 -20°、逃げ角 27° の場合、工具表面のき裂が観察されなかった。
- (5) フッ化物ガラスに対し非球面切削加工を行ったところ、表面粗さ 2.0nmSa の延性モード加工面が得られた。

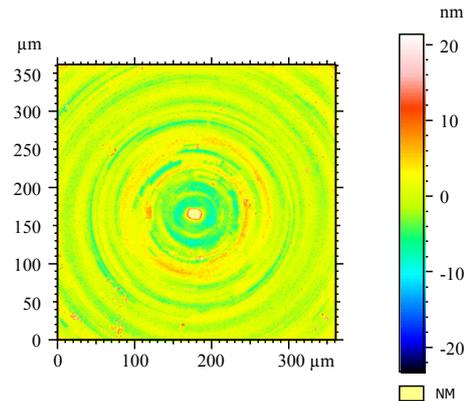


図 12 レンズ中心部の表面性状

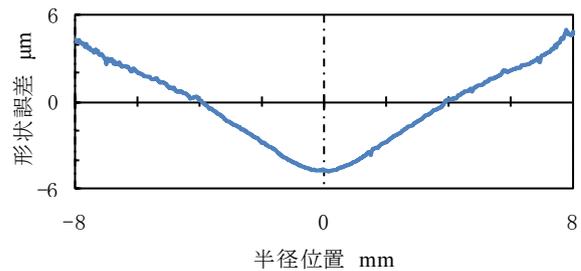


図 13 非球面レンズの形状誤差

参考文献

- 1) M. G. Schinker: Subsurface damage mechanisms at high-speed ductile machining of optical glasses, Precision Machining, 13, 3 (1991) 208.
- 2) F. Z. Fang and L. J. Chen: Ultra-Precision Cutting for ZKN7 Glass, Annals of the CIRP, 49, 1 (2000) 17.
- 3) M. Zhou, B. K. A. Ngoi, M. N. Yusoff and X. J. Wang: Tool wear and surface finish in diamond cutting of optical glass, Journal of Materials Processing Technology, 174 (2006) 29.
- 4) N. Tatsumi, K. Harano, T. Ito and H. Sumiya: Polishing mechanism and surface damage analysis of type IIa single crystal diamond processed by mechanical and polishing methods, Diamond & Related Materials, 63 (2016) 80.
- 5) A. Peguiron, G. Moras, M. Walter, H. Uetsuka, L. Pastewka and M. Mosler: Activation and mechanochemical breaking of C-C bonds initiate wear of diamond (110) surfaces in contact with silica, Carbon, 70 (2016) 7.
- 6) J. Yan, K. Syoji, T. Kuriyagawa and H. Suzuki: Ductile regime turning at large tool feed, Journal of Materials Processing Technology, 121 (2002) 363.
- 7) J. Yan, K. Syoji and T. Kuriyagawa: Ductile-Brittle Transition at Large Negative Tool Rake Angles, The Japan Society for Precision Engineering, 66, 7 (2002) 1130 (in Japanese).
- 8) W. H. Zachariassen: The atomic arrangement in glass, Journal of the American Chemical Society, 54 (1932) 3841.
- 9) T. Iizuka, N. Morita, M. Yamaguchi and S. Ueno: Sliding wear characteristics of single-crystal diamond against optical glass, Journal of the Japan Society for Abrasive Technology, 57, 3 (2012) 45 (in Japanese).
- 10) K. Nakayama: Microplasma Generated in a Gap of Sliding Contact, The Vacuum Society of Japan, 49, 10 (2006) 40 (in Japanese).
- 11) O. A. Olufayo, K. Abou-El-Hossein and M. M. Kadernani: Tribo-electric Charging in the Ultra-high Precision Machining of Contact lens Polymers, Procedia Materials Science, 6 (2014) 194.