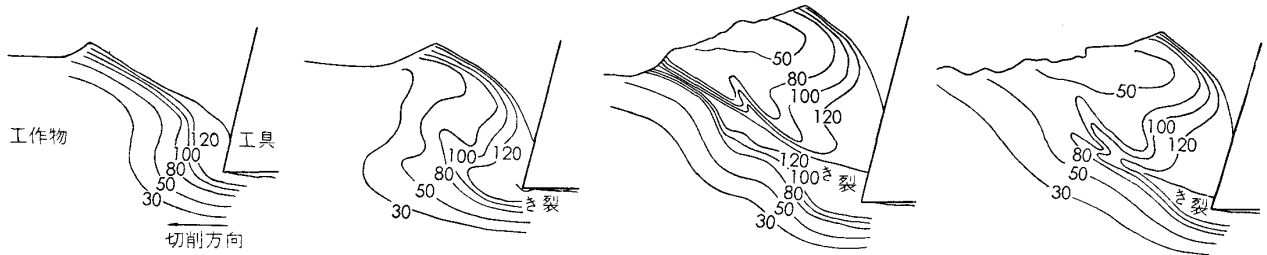


(a)  $d = 0 \mu\text{m}$  (b)  $d = 63 \mu\text{m}$  (c)  $d = 130 \mu\text{m}$  (d)  $d = 170 \mu\text{m}$

被削材：四・六黄銅，工具：高速工具鋼 SKH9（すくい角  $10^\circ$ ）  
 切り込み：0.1mm，切削幅：1mm，切削速度：0.2mm/min， $d$ ：相対切削距離

写真 2 セン断型切りくず生成過程の SEM 直接観察例



切削条件：写真 2 に同じ，相当ひずみ：%

図 1 セン断型切りくず生成過程における相当ひずみ分布の変化

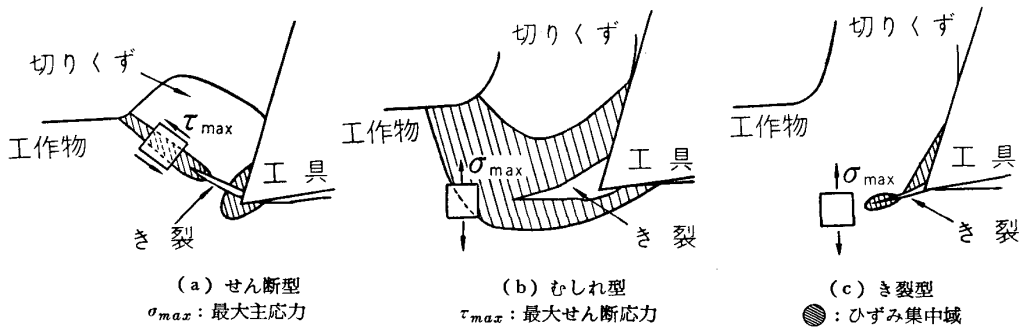


図 2 各種不連続型切りくずにおけるき裂の成長・伝播機構

図 1 は写真 2 に対応する各変形段階の相当ひずみ分布を示す。初期段階 (a) では塑性変形は切刃近傍に限られているが、切削の進行とともに塑性域が拡大し、(b) の段階で逃げ面下方でき裂が発生する。このき裂の発生は FEM 解析の結果<sup>4)</sup> と合わせると、刃先のやや後方での引張り応力の集中によるものと考えられる。さらに切削が進むと、塑性域は自由面を含むまでに拡大し、せん断域が形成され、き裂がこのせん断域を成長する (c)。その後、このき裂の成長とともに、その先端から自由面にかけてひずみの著しい集中が起こり、その結果、自由面に伝播して、せん断型切りくずの 1 サイクルを終える (d)。また、き裂は最大せん断ひずみ速度方向に高いひずみ分布を伴って成長・伝播しており、破壊の様式がせん断 (延性) 破壊であることが分かる。

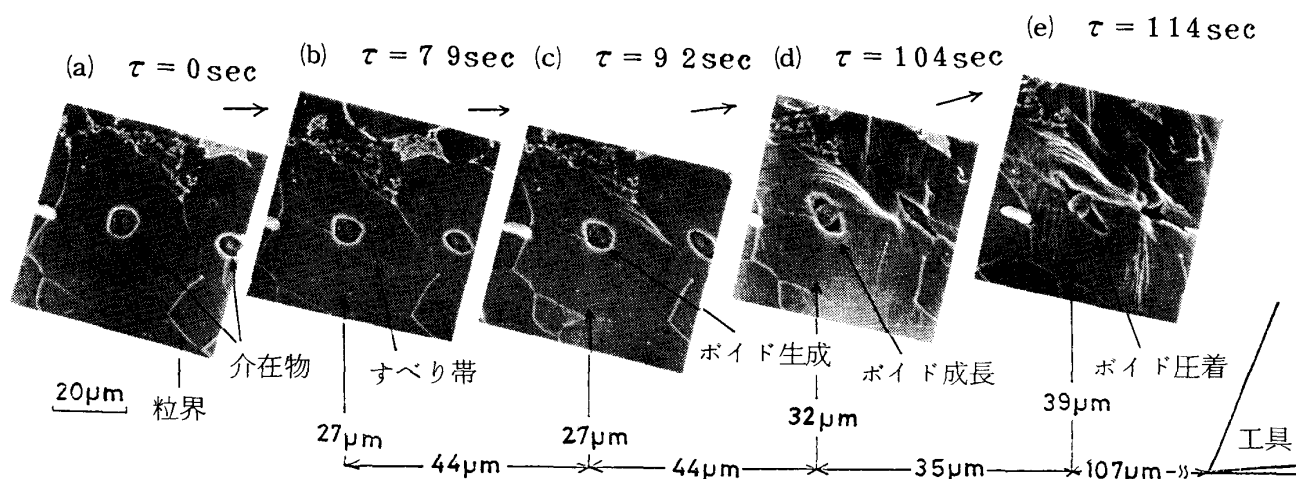
他の不連続型切りくず形態においても、き裂の発生機構はほぼ同様であるが、成長・伝播機構は大きく異なる<sup>5)</sup>。

図 2 は各種不連続型切りくず生成におけるき裂の伝播機構を模式的に示したものである。すなわち、き裂型切りくずでは、き裂は最大主応力方向にほぼ直交して伝播し、塑性変形をほとんど伴わない引張り (脆性) 破壊による。また、むしれ型切りくずでは、切刃近傍にき裂が滞留して刃先が食い込み、き裂は大きく開口され、引張り (延性) 破壊により成長する。なお、き裂が自由面まで貫通せずに刃先近傍で停止する場合は、切りくずは準連続型となる。

### 3.2 介在物まわりの局所的破壊機構

前項で示した比較的マクロな応力場に支配されるき裂のほかに、介在物や析出物、結晶粒界などの各種の微視的脆性要因によつて発生する局所破壊がある。

写真 3 は球状 MnS 介在物の切削中の挙動を直接観察した例<sup>6)</sup> である。まず、MnS 介在物が 1 次塑性域に流入して、母地との界面で剝離が起こりポイドが生成する



被削材：硫黄快削鋼，工具：高速度工具鋼 SKH9 (すくい角 24°)  
 切り込み：0.1mm，切削速度：0.2mm/min，2次元切削

写真 3 球状 MnS 介在物の切削中の挙動の SEM 直接観察例



写真 4 長楕円体状 MnS 介在物の挙動 (MnS 形状以外の切削条件は写真 3 と同じ)

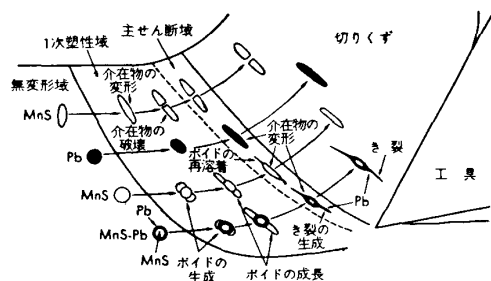


図 3 快削鋼中の各種介在物の挙動を示す模式図

(b)．せん断域に近づくに従い，ポイドは著しく成長し (c)．その後高い静水圧のために圧着ないしは再溶着されて切りくずへ流出する (d)．すなわち，球状 MnS 介在物は切削中に応力集中源として作用しポイドの生成，

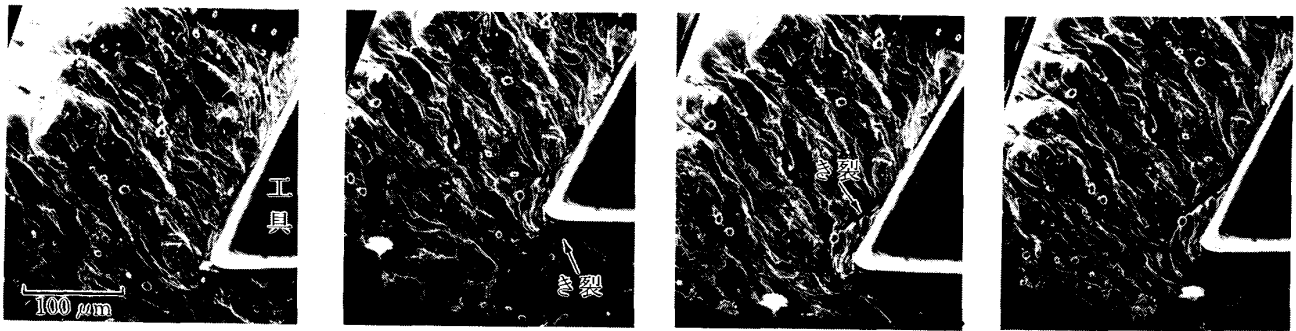
成長，さらには，合体を起こすことにより，被削材を脆化させる働きをする．一方，アスペクト比の大きい楕円体状や針状の MnS 介在物の場合は，ポイドではなく介在物自体の破壊が起こる (写真 4)．

介在物の役割が顕著であるのはいわゆる快削鋼であり，各種介在物の挙動をまとめて示したのが図 3 である<sup>7)</sup>．Pb は変形能が大きく母地とともに引き伸ばされるため，ポイドやき裂の生成を直接もたらさない．各種介在物のうちで，最も脆性付与の効果が大きいのは球状 MnS-Pb 複合介在物である．これは MnS まわりの Pb が溶融していつたん生成・成長したポイドの再溶着を妨げる働きをするためと考えられる．それ故，硫黄・鉛複合快削鋼の被削性，特に切りくず処理性は非常に優れている．

この種の破壊が切削中に塑性域を成長・伝播して，巨視的な大きさになると，前項の不連続型切りくずとなるが，途中で停止すると，局所破壊を包含する準連続型切りくずとなる．

### 3.3 構成刃先挙動

構成刃先を伴う切りくず生成機構においても，破壊機構が重要な役割を演ずる．写真 5 は SEM 内で切削試験温度を約 670 K に制御して，低炭素鋼の構成刃先挙動を直接観察した例である<sup>8)</sup>．また，力学的解析を加味して，構成刃先の機構を模式的に示したのが図 4 である．まず，塑性流れの滞留部である被削材の一部が刃先まわりに凝着して，核が発生する (図 4 (a))．次いで，逃げ面下方とすくい面前方で 2 種のき裂が発生し，単なる滞留部ではない明瞭な構成刃先が形成される (同図 (b) (c))．その後，両き裂の成長と被削材の一部が次々と層状にたい積して，構成刃先自体も成長する (同図 (d))．



(a)  $d = 0\mu\text{m}$  (b)  $d = 175\mu\text{m}$  (c)  $d = 263\mu\text{m}$  (d)  $d = 325\mu\text{m}$

被削材：低炭素鋼，工具：高速度工具鋼 SKH9 (すくい角 20°)，切削試験温度：670K  
 切り込み：0.09mm，切削幅：1.2mm，切削速度：0.15mm/min

写真 5 構成刃先挙動の SEM 直接観察例

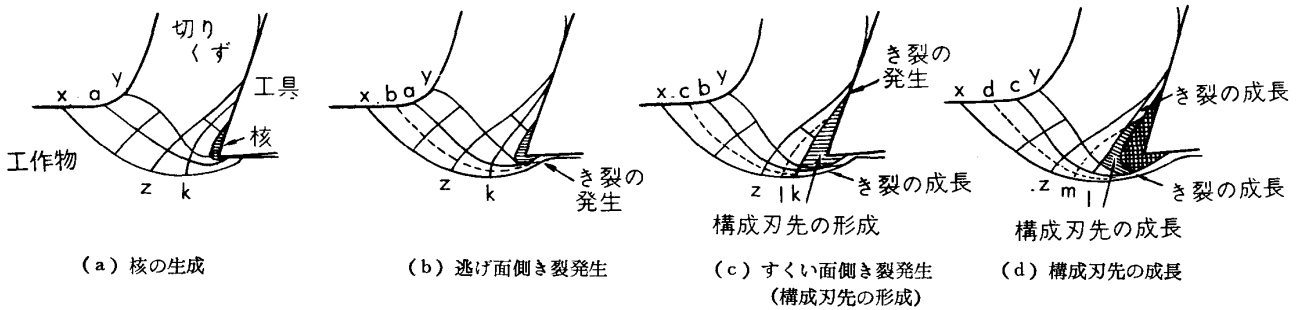


図 4 構成刃先の生成・成長機構の模式図

#### 4. 単結晶レベルの切りくず生成

単結晶レベルのマイクロ切削の代表例として、β黄銅粗大結晶粒の切りくず生成をとりあげる<sup>9)</sup>。β黄銅の室温付近の活動すべり系は比較的単純な{100}<111>だけであり、結晶塑性学的に扱いやすい材料である。図5は用いた単結晶試料の方位と切削方向を示す。このβ黄銅の切りくず生成のSEM直接観察例を写真6に示す。同図中のβは試料の回転角、つまり、結晶学的にみた切削方向を意味する。

写真6より、単結晶のマイクロ切削では多結晶レベルで観察された規模(1 μm以上)の破壊は生じておらず、切りくずは連続的である。しかしながら、単結晶であるために方位依存性を示す。すべり系の活動が困難な切削方向に近づくと(同図(c))せん断すべりの規模と周期が大きくなり、同図(d)の方位になると、不連続型に近い切りくずを生成するようになる。また、方位依存性は切りくず形態のみならず、せん断角、切削力、仕上げ面性状などにも現れる<sup>9)</sup>。

#### 5. 新素材のマイクロ切削の例

いわゆる新素材の代表的なものには、非晶質合金、エンジニアリングセラミックス、複合材料などがあるが、最近それらのマイクロ切削が注目されている。ここでは、詳細は省くがSEMによる観察例を2, 3示す。

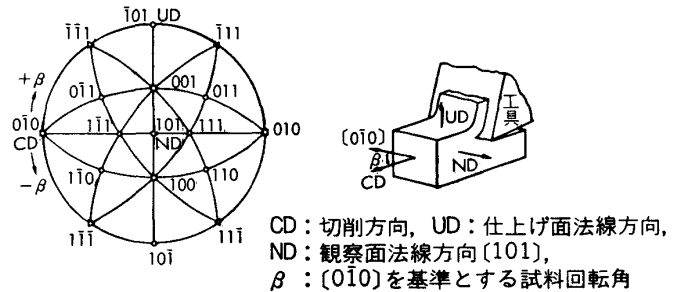


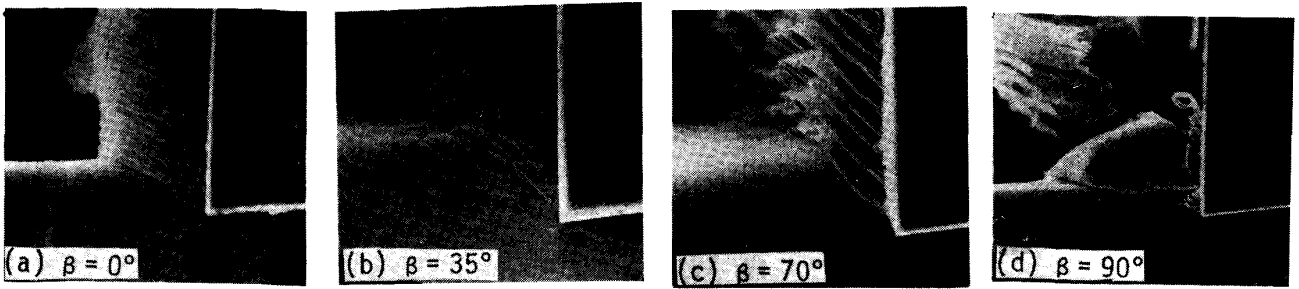
図 5 β黄銅単結晶の方位と切削方向

#### 5.1 非晶質合金の切りくず生成

非晶質合金は、結晶構造を持たないために、特定のすべり系を持たず、当然方位依存性を示さない。さらに、転位や結晶粒界などの従来の意味での材料欠陥を有さない。すなわち、等方・均質・無欠陥の“理想材料”であり、切削機構の本質を理解するためには恰好のシミュレーション材料といえる。

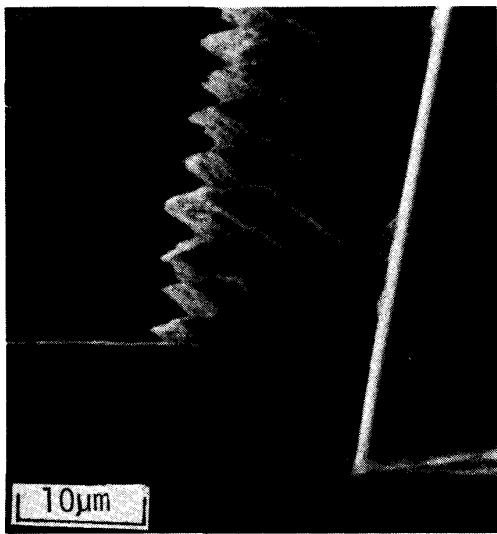
写真7は低鉄損磁性材料であるFe基非晶質合金の切りくず生成のSEM観察例である。刃先から自由面にかけてのせん断域で周期性の良い層状構造が観察され、いわゆるPISSPANENのcard modelに極めて近い理想的な切りくず生成と言える。単結晶レベルのすべりが生じやすい方位の場合に類似しているが、当然のことながら、異方性を呈せず非常に良好な切削状態である。

非晶質合金の切りくず生成機構は、次のように考えら



被削材:  $\beta$  黄銅単結晶, 工具: 天然ダイヤモンド (すくい角  $0^\circ$ )  
 切削速度: 0.15mm/min, 切り込み:  $10\mu\text{m}$ ,  $\beta$ : 切削方向 (図5参照)

写真 6 切りくず生成の結晶方位依存性を示す SEM 直接観察例



被削材:  $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{38}\text{Mo}_4\text{B}_{18}$  非晶質合金, 工具: 天然ダイヤモンド (すくい角  $10^\circ$ ), 切り込み:  $14\mu\text{m}$ , 切削速度: 1mm/min

写真 7 非晶質合金の切りくず生成挙動

れる<sup>10)</sup>. すなわち, 切刃の前進とともにまず均質変形が生じ, せん断ひずみがある臨界値に達した時局所すべりが発生し, その進行により層状構造が形成される. その繰り返しのよつて, 切りくずが生成すると考えられる. この局所すべりは  $0.05\mu\text{m}$  以下の極めて薄い領域で起こり, そのせん断ひずみ速度は極低切削速度にもかかわ

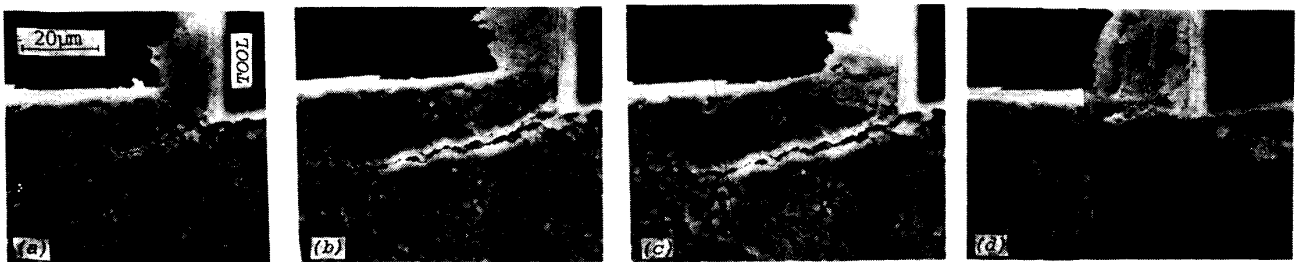
らず  $10^3/\text{s}$  を越える大きい値に達している. このことから, 断熱変形が局所すべりに関与している可能性が高い.

このように, 非晶質金属のマイクロ切削は興味深い内容を含んでいるが, ほとんど研究が行われておらず, 筆者ら<sup>10)11)</sup>により最近始められたばかりであり, 今後の研究の進展に待つところが大きい.

### 5.2 セラミックスのマイクロ切削の例

$\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{SiC}$ などを始めとする各種のエンジニアリングセラミックスが, 優れた機械的, 電磁氣的, 化学的性質などを有しているにもかかわらず利用範囲に制限があるのは, 主として加工性の悪さに原因があるとしても過言ではない.

セラミックスのマイクロ切削における材料除去機構には, 不安定き裂伝播型, 残留き裂型, 塑性変形型の3形態がある<sup>12)~15)</sup>. 写真8は残留き裂型の材料除去過程のSEM観察例である. まず, 刃先近傍より前下方へ向かつてき裂が生じる(a). 工具の前進とともにこのき裂は最小主応力方向に成長するが, 切り込みの数倍程度(この場合は約  $50\mu\text{m}$ )まで成長した後, 停止する(b). この主き裂の停止後, 刃先近傍で第2のき裂が生成し, 前上方の最大せん断応力方向に成長する(c). このき裂が伝播して未切削自由面に達することにより, 材料除去が行われるが, 切削仕上げ面には主き裂が残留することに



(a) 主き裂の生成・成長

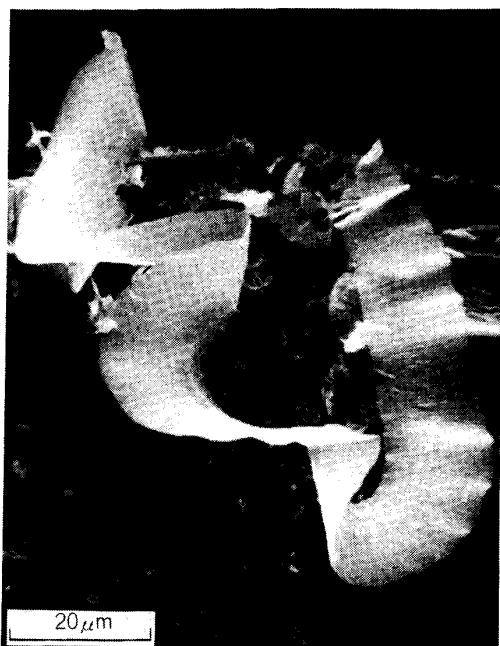
(b) 主き裂の成長停止

(c) 第2き裂の生成・成長

(d) 主き裂の残留

被削材: 焼結アルミナ, 工具: 天然ダイヤモンド (すくい角  $0^\circ$ ), 切り込み:  $10\mu\text{m}$ , 切削幅: 0.3mm, 切削速度: 0.12mm/min

写真 8 セラミックスのマイクロ切削過程の SEM 直接観察例 (残留き裂を伴う材料除去の場合)



被削材: Si 単結晶, 工具: 天然ダイヤモンド(すくい角  $0^\circ$ ),  
切り込み:  $1\mu\text{m}$ , 切削速度:  $200\text{m}/\text{min}$

写真 9 硬脆材料の連続型切りくずの観察例

なる(d). この観察結果は線形破壊力学による解析結果ともよく対応する<sup>13)</sup>.

このような機構で仕上げ面に残留したき裂は加工部品の品質を著しく損なうことになる. 特に, 残留き裂の寸法が切り込みの数倍程度の数十  $\mu\text{m}$  にも及ぶため, セラミックス構造部材の強度信頼性を大きく低下せしめる要因となる.

このように, セラミックスの材料除去は基本的にき裂の不安定伝播<sup>14)</sup>によるために, 脆性破壊型の切りくずを生成するが, ある条件を満たせば, 金属切削類似の連続型切りくずを生成することが見出されている<sup>15)</sup>. 写真9はその観察例である.

## 6. 結 言

本稿では, 多結晶, 単結晶, 非晶質の各レベルの金属被削材, 並びにセラミックスのマイクロ切削を取り上げ, 切りくず生成機構における破壊の役割について, 筆者らの研究を中心に述べてきた.

工具切刃近傍の破壊現象は加工面生成と密接に関連しているため, 仕上げ面性状は切削レベルに依存することになる. それをまとめると次のようになる.

多結晶レベルでは, 切刃近傍の材料欠陥に起因する破

壊の発生が不可避的であるため, 仕上げ面性状は概して良くない. 切りくず生成機構に対応して, 構成刃先→むしれ型→き裂型→せん断型→準連続型の順で仕上げ面あらさ  $R_{max}$  は, 約  $20 \rightarrow$  数  $\mu\text{m}$  と向上するが, それ以上は困難である. 単結晶レベルでは  $0.1\mu\text{m}$  のオーダー, 適切な条件を選べば  $0.1\mu\text{m}$  以下にするのも可能である. さらに, 非晶質レベルでは  $0.01\mu\text{m}$  オーダーの  $R_{max}$  が得られる. このように, 材料除去のレベルがマイクロ化するに従い, 仕上げ面あらさが桁違いに向上するのが顕著である. しかしながら, 非晶質レベルでも, 切りくず生成のマイクロ機構に本質的な不均質性が生じるため,  $0.01\mu\text{m}$  前後に限界がありそうである.

これは切削加工限界に関する本質的なテーマであり, 各種新素材のマイクロ切削機構の解明などともに, 今後の研究の進展に待つところが多い.

最後に, 本研究を進めるに当たり, 有益な議論を頂いた神戸大学工学部岩田一明教授に深く感謝致します.

## 文 献

- 1) K. IWATA and K. UEDA: Proc. Inter. Conf. on Produc. Engg., 1 (1974), p. 516
- 2) 杉田忠彰, 上田完次, 稲村豊四郎: 基礎切削加工学(1984), p. 153 [共立出版]
- 3) 岩田一明, 上田完次: 精密機械, 43 (1977), p. 932
- 4) K. IWATA and K. UEDA: Proc. Inter. Conf. on Produc. Engg., 3 (1977), p. 266
- 5) K. IWATA and K. UEDA: Annals of the CIRP, 25 (1976), p. 65
- 6) 岩田一明, 上田完次, 柴坂敏郎: 精密機械, 43 (1977), p. 311
- 7) K. IWATA and K. UEDA: Proc. NAMRC, 4 (1976), p. 326
- 8) K. IWATA and K. UEDA: Wear, 60 (1980), p. 329
- 9) K. UEDA and K. IWATA: Annals of the CIRP, 29 (1980), p. 41
- 10) 須田敦彦, 上田完次, 遠藤勝義, 杉田忠彰: 精機学会講演論文集, 3 (1984・10)
- 11) K. UEDA and T. SUGITA: Bull. Japan Soc. of Prec. Engg., 17 (1983), p. 43
- 12) 杉田忠彰, 上田完次, 橋本知明: 精密機械, 51 (1985), p. 1940
- 13) T. SUGITA, K. UEDA and T. HASHIMOTO: Proc. Inter. Symp. Ceram. Comp. Engine (1983), p. 690
- 14) K. UEDA, T. SUGITA and H. TSUWA: Annals of the CIRP, 32 (1983), p. 83
- 15) 杉田忠彰, 上田完次, 遠藤勝義, 岸本昭夫: 機械学会講演論文集, 3 (1984・10), p. 39