

ESTUDO DA USINABILIDADE DE SILÍCIO MONOCRISTALINO ATRAVÉS DO TORNEAMENTO DE ULTRAPRECISÃO

Renato Goulart Jasinevicius
Arthur José Vieira Porto

Departamento de Engenharia Mecânica, Escola de Engenharia de São Carlos,
Universidade de São Paulo, Av. Trabalhador São-Carlense, 400,
C.P. 359, CEP 13566-590, São Carlos, SP, Brasil

Resumo

O objetivo deste trabalho é analisar a influência das condições de usinagem e geometria da ferramenta sobre a transição frágil-dúctil no torneamento com ferramenta de diamante de monocristais de silício. Para isso, determinar parâmetros de usinagem que respondam a essa necessidade torna-se primordial para que a usinagem ocorra predominantemente dentro do regime dúctil. A supressão da resposta frágil seria um aspecto desejável na usinagem de materiais frágeis, evitando-se a geração de defeitos superficiais. Ensaios de torneamento de face em amostras de silício monocristalino com orientações cristalográficas (100) e (111) foram realizados. O acabamento superficial não apresentou diferença significativa em função da variação das condições de usinagem (avanço e profundidade de usinagem). Observou-se que o ângulo de saída apresenta forte influência sobre a obtenção do regime dúctil durante o processo. Ângulos de saída negativos geraram espessuras dúcteis maiores. O valor máximo da espessura crítica de corte para que o processo ocorresse em regime dúctil foi de 0,266 μm para ferramenta com ângulo de saída de -25° . O raio de ponta da ferramenta também foi comparado e observou-se que, quanto menor o raio de ponta, mais dúctil se comporta o processo de remoção de material. Compreender o efeito desse processo no estado final da superfície torna-se preponderante para viabilizá-lo para aplicações em áreas como a óptica e eletrônica.

Palavras-chave: torneamento de ultraprecisão, transição frágil-dúctil, ferramentas de diamante, silício monocristalino.

Introdução

O estudo do torneamento em regime dúctil de materiais frágeis tem recebido grande atenção por parte de centros de pesquisa, assim como da indústria óptica. Isso ocorre em função da perspectiva de substituição dos processos convencionais de usinagem aplicados para esses materiais, como retificação, lapidação e polimento. Isso se justifica em decorrência da dificuldade em realizar a remoção precisa e controlada de material através desses processos. A tecnologia de torneamento com ferramenta de diamante permite, por exemplo, a especificação de superfícies anesféricas complexas, assim como tolerâncias de forma e acabamento da ordem de nanômetro, contando ainda com a vantagem da redução de custos em relação ao polimento convencional e métodos de replicação (Jasinevicius *et al.*, 2003).

Na década de 1980 até meados da década de 1990, os materiais que receberam grande atenção com pesquisas em torneamento de ultraprecisão foram os metais não ferrosos, como o Al, Cu, Pt, bronze, etc. Isso ocorreu devido à facilidade do corte e acabamento superficial com qualidade óptica, assim como pela baixa afinidade química que esses metais apresentam com o diamante (Jasinevicius, 1994).

Sendo assim, o grande interesse em aperfeiçoar o processo de torneamento de ultraprecisão para aplicação em materiais como cerâmica, vidros ópticos e monocristais semicondutores surgiu da eminente capacidade que esse processo apresenta de produzir superfícies, a partir de metais dúcteis, com formas complexas, baixas tolerâncias de forma e excelente acabamento superficial (Venkatesh *et al.*, 1995).

Quando processos mecânicos de remoção de material são aplicados a materiais frágeis, danos superficiais e subsuperficiais podem ser gerados. Em função disso, dificuldades foram detectadas na obtenção de acabamento superficial com qualidade óptica e integridade superficial e subsuperficial de componentes ópticos manufaturados com materiais tipicamente frágeis (Marshall *et al.*, 1983).

Os primeiros avanços nessa direção foram alcançados descobrindo-se que vidros, entre outros materiais frágeis, nem sempre manifestavam a fratura frágil como mecanismo predominante quando usinados com condições de corte menores que 1 μm de profundidade. Isso também se verificou em ensaios de microindentação com cargas da ordem de gramas e profundidades de penetração em torno de 1 μm (Chao, 1992).

Modelos baseados em Mecânica de Fratura e simulações computacionais através de Dinâmica Molecular têm sido propostos para explicar a transição dúctil-para-frágil na usinagem de materiais considerados tipicamente frágeis (Blake, 1988; Hiatt & Strenkowski, 1992; Shimada *et al.*, 1995; Inamura *et al.*, 1997).

O corte de materiais frágeis é realizado através de dois mecanismos simultâneos: o escoamento plástico e a fratura frágil, sendo que o cavaco pode ser removido plasticamente a profundidades de corte muito pequenas (Blackley & Scattergood, 1994). O mecanismo de remoção de material pode mudar com a transição de fratura frágil para deformação plástica com dimensões extremamente pequenas de profundidade de corte, assim como com taxas muito pequenas de remoção de material (Nakasuji *et al.*, 1990).

O objetivo deste trabalho é apresentar resultados experimentais obtidos a partir do torneamento com ferramenta de diamante de monocristais de silício com diferentes orientações cristalográficas. Para isso, as condições de usinagem (profundidade de usinagem e avanço) e geometria da ferramenta (raio de ponta e ângulo de saída) foram variadas. Condições otimizadas para a usinagem em regime dúctil do silício monocristalino serão apresentadas e discutidas em termos de melhoria do processo de usinagem.

Metodologia Experimental

Ensaio de torneamento foram realizados em uma Máquina Ferramenta de Ultraprecisão, o *Aspheric Surface Generator Rank Pneumo* (ASG 2500), instalado no Laboratório de Engenharia de Precisão do Departamento de Engenharia Mecânica da EESC-USP. Ensaio de torneamento de face foram realizados em substratos de silício (10 mm × 10 mm com 0,5 mm de espessura). As orientações cristalográficas das amostras eram (100) e (111), ambas dopadas tipo p.

O fluido de corte usado era óleo sintético solúvel em água, empregado com propósito de refrigeração do corte. Esse fluido era continuamente lançado na forma de “spray” sobre a peça/ferramenta durante a usinagem.

Ferramentas de diamante monocristalino com diferentes geometrias foram usadas (*Contour Fine Tooling*[®]). A Tabela 1 descreve as condições experimentais e as geometrias usadas nos ensaios de corte.

Os ensaios de corte foram feitos em duas etapas. A primeira procurou obter resultados sobre a influência das condições de usinagem (avanço e profundidade de usinagem) sobre o acabamento da peça. Para isso, foi usada uma ferramenta com raio de aresta de 1,520 e ângulo de saída de -25° . Com os resultados de acabamento, selecionou-se a condição de usinagem que atendesse aos seguintes requisitos: acabamento e maior taxa de remoção. Na segunda etapa, com a condição de avanço selecionada, variou-se a profundidade de usinagem e manteve-se o avanço para poder observar a variação na largura de usinagem e, conseqüentemente, a variação na espessura crítica de corte. Para isso, três profundidades de usinagem foram testadas, a saber, 5, 10 e 15 μm .

Para cada combinação de condição de usinagem, isto é, variando o avanço e mantendo a profundidade de usinagem constante e vice-versa, a microtopografia e a morfologia da superfície gerada foram inspecionadas através de microscopia de força atômica. O microscópio de força atômica usado foi um *Digital Nanoscope IIIa*. Esse equipamento foi operado com um apalpador cônico de carbeto de silício com raio de ponta de 5 nm. O princípio de funcionamento baseia-se no contato com a amostra que está presa a uma célula piezométrica, que faz o movimento em duas direções transversalmente ao apalpador que varre a superfície, sendo o movimento de deslocamento vertical estimado através de um feixe laser focado no apalpador. A força de contato gerada durante a medição é estimada como sendo da ordem de 10-100 nN. Para caracterização da superfície optou-se por estimar os parâmetros de rugosidade R_a e R_{max} (R_t), representando os valores médio e máximo da amplitude da rugosidade. O processo de inspeção consistiu em medir a rugosidade e gerar imagens da superfície usinada para observar a fidelidade de reprodução do perfil da aresta na superfície.

Tabela 1 Geometria das ferramentas e parâmetros de corte.

Geometria/Parâmetros	Dimensões
Material da ferramenta	Diamante monocristalino
Raio de ponta (mm)	0,770 e 1,520
Ângulo de saída	0° e -25°
Ângulo de folga	12°
Avanço ($\mu\text{m}/\text{rev}$)	1,0; 1,5; 2,0; 2,5; 5
Profundidade de usinagem (μm)	0,1; 1,0; 5; 10; 15

Para estimar o valor da espessura crítica de corte foi usado um microscópio eletrônico de varredura para obtenção de valores mais precisos da largura dúctil de corte. A Figura 1 mostra uma fotomicrografia do ombro não cortado e um desenho esquemático do que se denominou de ombro não cortado, ou seja, o perfil da largura da ponta da ferramenta em contato com a superfície no instante em que a ferramenta é recuada durante o corte.

A espessura crítica do cavaco t_c é o parâmetro proposto por Blake & Scattergood (1990) para designar a espessura do cavaco na região de transição de dúctil para frágil. A espessura crítica do cavaco, baseando-se na relação proposta por Tidwell (1991) (apud Blackley & Scattergood, 1994), pode ser estimada da seguinte maneira:

$$t_c \cong (W_d * f) / R_p \quad (1)$$

em que W_d é a largura dúctil sobre o ombro (μm), f é a taxa de avanço ($\mu\text{m}/\text{rev}$) e R_p é o valor do raio de ponta da ferramenta (μm), de acordo com a geometria apresentada pela Figura 1.

Resultados e Discussão

Influência das condições de usinagem sobre o acabamento

Os resultados de acabamento mostraram que o aumento do avanço apresentou o efeito esperado, isto é, aumentou a rugosidade. No entanto, essa variação não foi muito pronunciada, como pode ser visto na Figura 2. Essa figura mostra imagens tridimensionais da rugosidade das amostras de silício usinadas sob diferentes condições de avanço. A rugosidade R_{max} mostrou alguma diferença com o aumento na taxa de avanço.

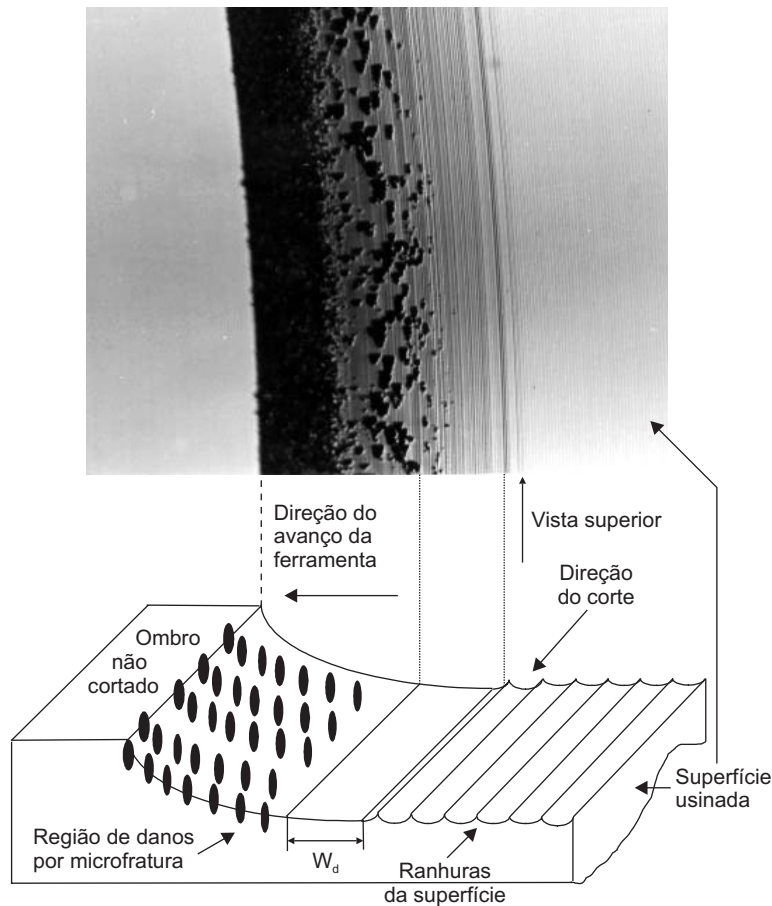
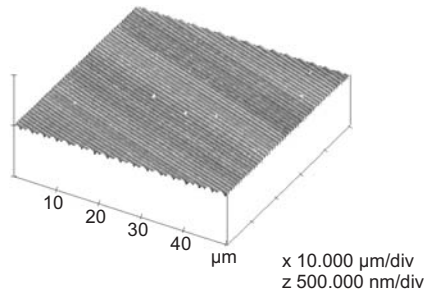


Figura 1 Fotomicrografia e diagrama esquemático do ombro não cortado e da superfície usinada.

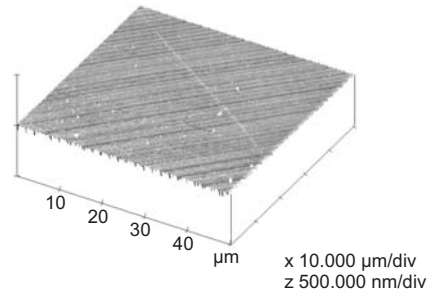
A severidade dos danos por microtrincas é maior próximo ao topo do ombro; a superfície foi gerada no regime dúctil, apesar dos danos observados no ombro não cortado.

A morfologia das ranhuras geradas pela ferramenta apresenta-se igualmente espaçada em função do valor da condição de avanço usada. Não é possível observar qualquer sinal de defeito na aresta de corte reproduzido na estrutura principal da rugosidade. A Figura 2(e) mostra uma imagem tridimensional da superfície gerada com a máxima condição de avanço usada, isto é, $5 \mu\text{m}/\text{rev}$. Embora possa ser observado um acabamento microtrincas nessa porção, a rugosidade

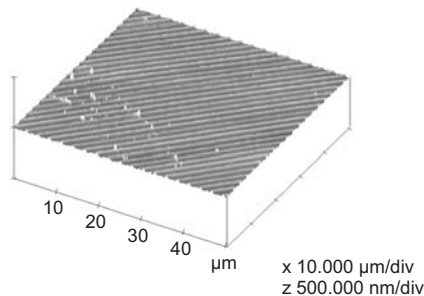
R_{max} medida em uma região livre desses danos atingiu valor de 117 nm . A Figura 2 também mostra os valores médios de rugosidade R_a das superfícies usinadas. A rugosidade R_a não apresentou variação significativa e chegou ao seu valor máximo de $6,7 \text{ nm}$ com o máximo valor de avanço. Esses valores apresentam-se dentro da faixa de rugosidade R_a recomendável para uso de componentes ópticos no infravermelho ($R_a < 0,03 \mu\text{m}$).



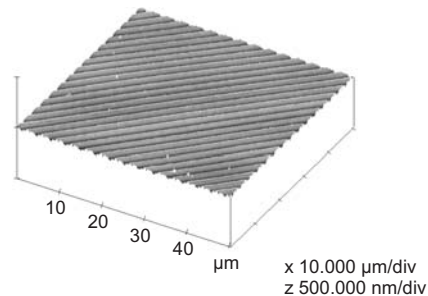
a) $f = 1,0 \mu\text{m}/\text{rev}$ $R_{\text{max}} = 38,25 \text{ nm}$, $R_a = 2,5 \text{ nm}$



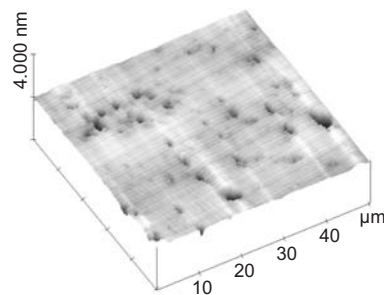
b) $f = 1,5 \mu\text{m}/\text{rev}$ $R_{\text{max}} = 37,13 \text{ nm}$, $R_a = 2,3 \text{ nm}$



c) $f = 2,0 \mu\text{m}/\text{rev}$ $R_{\text{max}} = 38,3 \text{ nm}$, $R_a = 2,3 \text{ nm}$



d) $f = 2,5 \mu\text{m}/\text{rev}$ $R_{\text{max}} = 40,9 \text{ nm}$, $R_a = 2,1 \text{ nm}$



e) $f = 5,0 \mu\text{m}/\text{rev}$ $R_{\text{max}} = 116,9 \text{ nm}$, $R_a = 6,7 \text{ nm}$

Figura 2 Imagens tridimensionais da rugosidade das amostras usinadas com diferentes avanços: a) $1,0 \mu\text{m}/\text{rev}$, b) $1,5 \mu\text{m}/\text{rev}$, c) $2,0 \mu\text{m}/\text{rev}$, d) $2,5 \mu\text{m}/\text{rev}$ e e) $5,0 \mu\text{m}/\text{rev}$.

Há, todavia, um aspecto interessante em relação à influência da profundidade de usinagem, mostrado na Figura 3. O valor do avanço nesse caso foi mantido constante em $2,5 \mu\text{m/rev}$, pois está pode ser considerada a maior taxa de avanço permitida para obtenção de acabamento livre de danos.

Pode-se observar pela Figura 3 que houve decréscimo no valor da rugosidade em função do aumento da profundidade de usinagem. Apesar de não ser muito alto, esse efeito pode ter sido causado por uma recuperação elástica na superfície após a passagem da ferramenta.

Transição frágil-dúctil: influência do raio de ponta da ferramenta

O raio de ponta da ferramenta apresenta influência positiva na usinagem em regime dúctil de materiais frágeis. O aumento do raio de ponta muda a posição da transição frágil-dúctil para posições mais elevadas ao longo do ombro não cortado. Isso seria manifestado como um fator $(R_p)^{1/2}$. Os resultados mostraram que a largura dúctil (W_d) sobre o ombro cresce com o aumento do raio de ponta, no entanto, a espessura crítica cavaco era maior para raio de ponta menor. Os resultados obtidos para ferramentas com raios de ponta diferentes são apresentados nas Tabelas 2 e 3.

Outro aspecto importante foi que a largura dúctil (W_d) não apresentou variação significativa com o aumento da profundidade de usinagem. É importante lembrar que a profundidade de usinagem poderia vir a apresentar influência quando passos subsequentes fossem realizados dentro do

que se poderia considerar a faixa provável em que se encontra a camada danificada subsuperficial, ou seja, até $3 \mu\text{m}$ (Kunz *et al.*, 1996). Nesse caso, os ensaios foram realizados com faixas de profundidade de corte sempre maiores do que $5 \mu\text{m}$. Isso quer dizer que, para determinado raio de ponta, por exemplo, $0,770 \text{ mm}$, a transição frágil-dúctil estará ocorrendo aproximadamente na mesma posição sobre o ombro não cortado, independente da profundidade de corte. Por outro lado, é possível notar que o aumento do raio de ponta implica o aumento da largura dúctil. O mesmo não ocorre com a espessura crítica t_c . Com o aumento do raio de ponta, a espessura crítica diminuiu. Supõe-se que isso pode ter relação com a variação na pressão de contato, ou seja, raios de ponta menores terão, para determinada profundidade de corte, comprimento de contato menor. Desse fato pode-se propor que deve haver uma espessura crítica variável para o corte do Si.

Outro aspecto comparativo interessante mostrado nas Tabelas 2 e 3 foi que, para ferramenta com raio de ponta de $0,770 \text{ mm}$, houve ligeiro aumento na espessura crítica t_c para o caso da ferramenta com raio de ponta menor. A maior ductilidade poderia estar relacionada aos sistemas de escorregamento (111) (110), que é considerada a direção de maior facilidade para ocorrer o escorregamento dos planos cristalográficos e, portanto, maior deformação. Resultados apresentados por Shibata *et al.* (1996) mostram que o Si(111) apresenta proporcionalmente maior área superficial torneada em regime dúctil do que o Si(100). Segundo esses autores, há relação entre a usinabilidade e a orientação dos cristais.

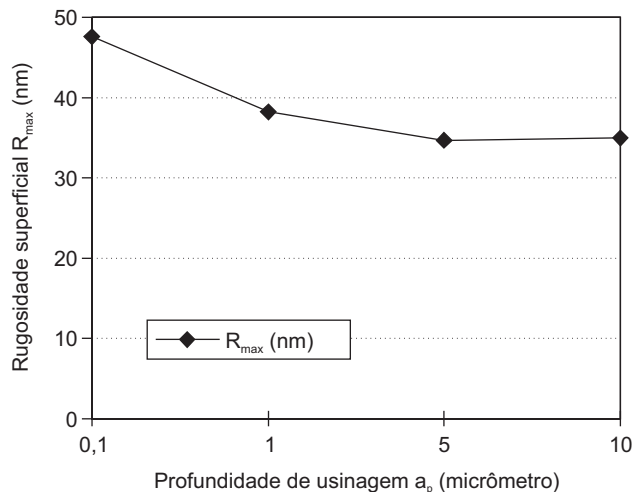


Figura 3 Rugosidade superficial versus profundidade de usinagem (a_p).

Tabela 2 Valores de largura dúctil (W_d) e espessura crítica (t_c) obtidos para raios de ponta diferentes.

Taxa de avanço $f = 2,5 \mu\text{m/ver}$, material: Si (100)				
CO30LG ($R_p = 0,7708 \text{ mm}$, $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 12^\circ$), CO60LG ($R_p = 1,520 \text{ mm}$, $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 12^\circ$) [média e desvio-padrão (σ) obtidos a partir de 5 pontos medidos em cada amostra]				
a_p (μm)	$W_d \pm \sigma$ (μm) (CO30LG)	$W_d \pm \sigma$ (μm) (CO60LG)	$t_c \pm \sigma$ (nm) (CO30LG)	$t_c \pm \sigma$ (nm) (CO60LG)
5	42,52 \pm 0,46	72,54 \pm 1,00	137,9 \pm 1,5	119,3 \pm 1,6
10	43,80 \pm 0,86	70,09 \pm 1,73	142,1 \pm 2,8	115,3 \pm 2,8
15	43,45 \pm 0,86	72,72 \pm 1,49	140,9 \pm 2,8	119,5 \pm 2,4

Tabela 3 Valores de largura dúctil e espessura crítica obtidos para raios de ponta diferentes.

Taxa de avanço $f = 2,5 \mu\text{m/ver}$, material: Si (111)				
CO30LG ($R_p = 0,7708 \text{ mm}$, $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 12^\circ$), CO60LG ($R_p = 1,520 \text{ mm}$, $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 12^\circ$) [média e desvio-padrão (σ) obtidos a partir de 5 pontos medidos em cada amostra]				
a_p (μm)	$W_d \pm \sigma$ (μm) (CO30LG)	$W_d \pm \sigma$ (μm) (CO60LG)	$t_c \pm \sigma$ (nm) (CO30LG)	$t_c \pm \sigma$ (nm) (CO60LG)
5	51,37 \pm 0,82	72,19 \pm 0,41	166,6 \pm 2,6	118,7 \pm 0,6
10	55,00 \pm 1,62	72,48 \pm 0,75	178,4 \pm 5,3	119,2 \pm 1,2
15	52,36 \pm 0,35	70,09 \pm 0,75	169,8 \pm 1,1	115,3 \pm 1,2

A Figura 4 mostra qualitativamente o estado da superfície de Si (100) cortada com a ferramenta CO60LG ($R_p = 1,52 \text{ mm}$, $\gamma = 0^\circ$ e $\alpha = 12^\circ$) e o detalhe do ombro não cortado formado com profundidade de corte de $15 \mu\text{m}$ e taxa de avanço de $2,5 \mu\text{m/rev}$. Pode-se observar que, apesar do corte apresentar regime frágil, a superfície apresenta-se cortada no regime dúctil. Isso quer dizer que a avaliação do processo de usinagem através de ECI apresenta resultados mais realistas sobre em que regime predominou a usinagem.

Os valores obtidos da espessura crítica do cavaco t_c variam dentro da faixa entre 100 e 200 nm. A Tabela 4 apresenta, resumidamente, informações disponíveis na literatura relacionadas às dimensões da espessura crítica de corte na região dúctil observada em Ensaios de Corte interrompido de Si e Ge. Esses resultados mostram que a geometria da ferramenta e a taxa de avanço exercem influência em t_c . Apesar da combinação diferente de cristal semiconductor/geometria da ferramenta/condições de corte, os valores obtidos para espessura crítica de corte encontram-se na faixa 50 nm até 290 nm. Comparando-se esses valores com aqueles listados pela literatura na Tabela 4, podemos afirmar que a faixa de variação para os resultados de t_c são bastante similares.

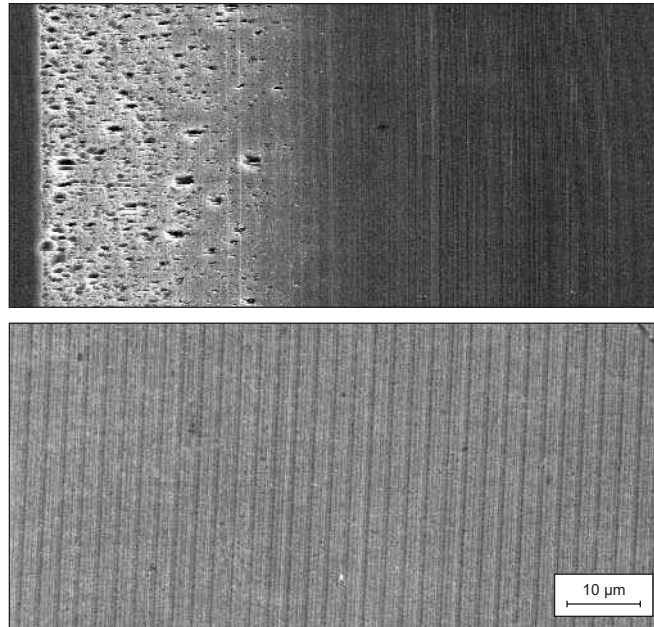
Transição Frágil–Dúctil: Influência do Ângulo de Saída da Ferramenta

Para efeito de comparação pode-se utilizar a Tabela 5, que mostra a mudança nos resultados de usinagem obtidos com a utilização de ângulo de saída negativo. Os valores de W_d e t_c aumentaram em até 100% ou mais! Ângulos de saída negativos inibem a propagação de trincas assim como aumentam as tensões compressivas na região de interface entre a aresta de corte e o material. Isso implica maiores pressões hidrostáticas aliadas a elevadas tensões de cisalhamento.

Isto nos leva a pensar que pode existir relação entre a extensão da camada que sofre transformação de fase induzida por pressão e os mecanismos de deformação que provocam esta mudança. Para o caso da usinagem poder-se-ia dizer que a extensão abrangida pela transformação de fase, medida através do parâmetro t_c , pode ser modulada pelas condições de usinagem e geometria da ferramenta. Isso quer dizer que a ductilidade observada na usinagem de silício pode ser limitada pela máxima distância atingida pela transformação de fase!

Tabela 4 Resultados obtidos da espessura crítica de corte t_c para cristais semicondutores em ensaios de corte interrompido.

Espessura crítica do cavaco t_c (nm)	Geometria da ferramenta	Cristal	f ($\mu\text{m}/\text{rev}$)	Profundidade nominal de corte (a_p) (μm)	Autor/ano
$50 < t_c < 250$	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p = 3,175$ mm	Si(100) Ge(100)	2,5-7,5	10	Blake, 1988
100 290	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p = 0,762$ mm $\gamma = -30^\circ$ / $R_p = 3,175$ mm	Ge(100)	2,4 4,26	10	Blackley & Scattergood, 1991
160-190	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p = 3,175$ mm	Ge(100)	1,25-5,0	10	Blackley & Scattergood, 1994
180 88 140	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p = 3,175$ mm	Ge(100) Ge(110) Ge(111)	7,0 5,6 11,3	10	Tidwell & Scattergood, 1991
95 221 167 $57 < t_c < 91$	$\gamma = -25^\circ/R_p = 1,0$ mm $\gamma = -25^\circ/R_p = 0,8$ mm $\gamma = -25^\circ/R_p = 0,8$ mm $\gamma = -25^\circ/R_p = 0,8$ mm	Ge(111) Ge(110) Ge(100) Si(111)	– – – 0,5-2,0	– – – 3,3-5,5	Nakasuji <i>et al.</i> , 1990

**Figura 4** Fotomicrografia obtida através de MEV, mostrando: a) superfície cortada com a ferramenta CO60LG e b) detalhe do ombro não cortado formado com profundidade de corte de 15 μm .

A hipótese mais plausível a que se pode chegar seria a de que não haveria um valor exato para a espessura crítica, mas sim faixas de valores encontrados de acordo com as condições de usinagem e geometria da ferramenta. A determinação do valor da espessura crítica do cavaco ou a máxima ductilidade de cristais como o silício durante a usinagem depende da combinação de parâmetros como R_p , ângulo de saída, avanço, profundidade de corte e até mesmo velocidade de corte. Dessa forma, mais trabalhos devem ser realizados a fim de esclarecer qual a melhor combinação desses fatores que produziria melhores resultados em termos de acabamento superficial, integridade superficial e alta precisão de forma.

Enfim, o valor da ductilidade estaria implicitamente relacionado à “profundidade” ou à extensão da transformação de fase induzida por pressão/tensão imposta pela condição de corte/geometria da ferramenta. Quando essa faixa é excedida ou ultrapassada, é possível observar, através de ensaios de corte interrompido, a formação de fratura frágil no ombro não cortado.

Podemos interpretar o que foi dito propondo que há a formação de um campo metálico transformado entre a aresta cortante e o substrato de silício (como se fosse um campo de tensão) que após a passagem da ferramenta passa a apresentar o estado amorfo. A extensão em profundidade desse campo transformado poderia, esquematicamente, ser representado pela camada amorfa remanescente como mostrado no trabalho de Minowa & Sumino (1992). A Figura 5 ajuda na interpretação desse conceito, assim como para justificar a concordância entre os valores da camada amorfa e os valores da espessura crítica do cavaco. Na Figura 5 a não há sinal de fratura frágil, então, toda a largura de corte é dúctil, conseqüentemente, a máxima espessura do cavaco nesse caso é menor ou igual à espessura crítica do cavaco, que, por sua vez, é igual à camada transformada (amorfa).

Para isso devemos levar em consideração que o valor do parâmetro crítico para o regime dúctil (t_c) sobre o ombro não cortado poderia ser considerado o resultado da máxima espessura da camada que sofre transformação induzida por pressão/tensão modulada pela combinação da geometria da ferramenta e condições de usinagem.

Por outro lado, quando o avanço, por exemplo, é aumentado, trincas podem começar a surgir sobre o ombro não cortado. Neste caso, a combinação dos parâmetros de corte excede a extensão dessa camada transformada sobre o ombro não cortado, então, o modo frágil predominará a partir desse ponto, o qual determina a transição frágil-dúctil, como pode ser observado na Figura 5b. Deve-se lembrar que, mesmo com o aumento da taxa de avanço, podemos manter o regime dúctil utilizando uma ferramenta com ângulo de saída (γ) negativo!

Condições econômicas de corte e geometria apropriada de ferramenta poderiam ser encontradas com base na extensão da camada amorfa! Isso poderia ser feito relacionando o tamanho da camada amorfa com a espessura crítica do cavaco para determinada combinação de geometria e condições de corte. Porém, isso seria uma proposta para trabalhos futuros.

Conclusões

Este trabalho apresentou o efeito que alguns parâmetros de usinagem e geometria de ferramenta exercem sobre a ductilidade. Foi mostrado que os principais fatores de influência na ductilidade foram a taxa de avanço e o ângulo de saída. Essa influência foi medida utilizando-se como parâmetros a largura dúctil de corte (W_d) e a espessura crítica do cavaco (t_c). A largura dúctil de corte era utilizada como parâmetro para estimar a espessura crítica do cavaco. Esses parâmetros apresentaram-se muito eficientes como medida da ductilidade do processo.

Tabela 5 Valores de largura dúctil (W_d) e espessura crítica (t_c) obtidos para raios de ponta iguais e ângulos de saída diferentes.

Taxa de avanço $f = 2,5 \mu\text{m/ver}$, material: Si (111)				
CO60LG ($R_p = 1,520 \text{ mm}$, $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 12^\circ$), CO60WG ($R_p = 1,520 \text{ mm}$, $\gamma = -25^\circ$, $\alpha = 12^\circ$)				
[média e desvio-padrão (σ) obtidos a partir de 5 pontos medidos em cada amostra]				
a_p (μm)	$W_d \pm \sigma$ (μm) (CO60LG)	$W_d \pm \sigma$ (μm) (CO60WG)	$t_c \pm \sigma$ (nm) (CO60LG)	$t_c \pm \sigma$ (nm) (CO60WG)
5	72,19 \pm 0,41	123,288 \pm 0,0	118,7 \pm 0,6	201,45 \pm 0,0
10	72,48 \pm 0,75	142,66 \pm 0,96	119,2 \pm 1,2	233,10 \pm 1,6
15	70,09 \pm 0,75	160,20 \pm 1,25	115,3 \pm 1,2	266,76 \pm 2,0

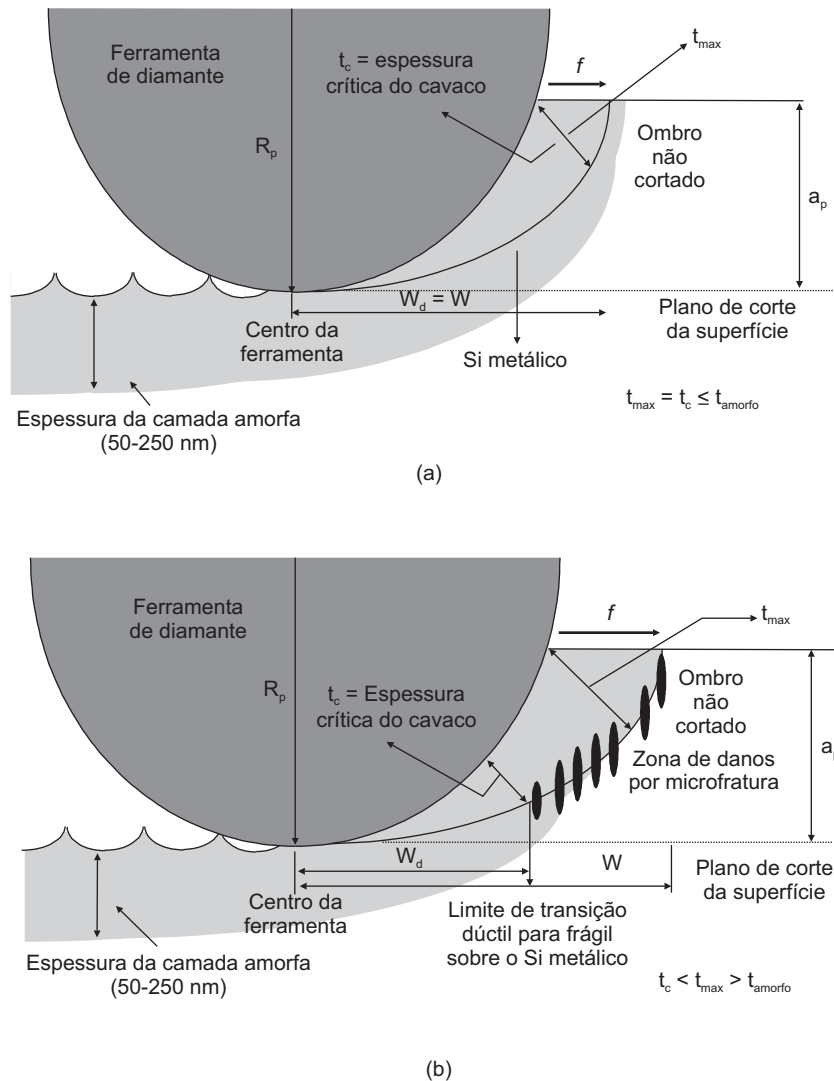


Figura 5 Diagrama esquemático da transição frágil-dúctil influenciada pela extensão da camada transformada. (a) Camada transformada não foi excedida pela condição de corte; (b) camada transformada excedida pela condição de corte em t_c .

O aumento da taxa de avanço implicava a redução da espessura crítica do cavaco, ou seja, menor a ductilidade apresentada pelo corte. No entanto, observou-se que a taxa de avanço poderia ser aumentada e, conseqüentemente, a espessura crítica do cavaco, sem causar danos à superfície, quando uma ferramenta com ângulo de saída negativo era utilizada.

Outro parâmetro que apresentou influência sobre o desempenho do corte foi o raio de ponta da ferramenta. Observou-se que o aumento do raio de ponta aumentava a largura dúctil de corte (W_d); porém, a posição da espessura crítica do cavaco (t_c), local da transição frágil-dúctil, ocorria de maneira inversa, ou seja, decrescia. Raios de ponta

menores apresentavam espessura crítica do cavaco maiores. Isso provavelmente ocorria devido à maior pressão de contato entre a porção da aresta de corte e o material. Nesses casos, a taxa de avanço era mantida constante em $2,5 \mu\text{m}/\text{rev}$.

Apesar disso, observou-se para ferramenta com raio de ponta de $0,770 \text{ mm}$ que a ductilidade, medida através de t_c , era maior para Si(111) em relação a Si(100). Isso possivelmente está relacionado à orientação cristalográfica da superfície e à direção do corte. Monocristais de silício apresentam maior facilidade de escorregamento dos planos cristalográficos do sistema (111) (110). Portanto, isso deve ter contribuído para a maior ductilidade apresentada.

Referências Bibliográficas

- BLAKE, P. N. *Ductile-regime turning of Ge and Si*. 1988. PhD. Thesis, North Carolina State, Raleigh, N.C.
- BLACKLEY, W. S.; SCATTERGOOD, R. O. Crystal orientation dependence of machining damage – Stress model. *J. Am. Ceram. Soc.*, v. 73, n. 10, p. 3113-3115, 1990.
- BLACKLEY, W. S.; SCATTERGOOD, R. O. Ductile-regime machining model for diamond turning of brittle materials. *Precision Engg.*, v. 13, n. 2, p. 95-103, April 1991.
- BLACKLEY, W. S.; SCATTERGOOD, R. O. Chip topography for ductile regime machining of Ge. *J. of Engg. for Industry*, v. 116, n. 2, p. 263-266, May 1994.
- CHAO, C-L. *Investigation on the machining of glasses and other normally brittle materials in the ductile regime*. 1994, 203 f. PhD. thesis, Cranfield Institute of Technology, School of Industrial and Manufacturing Science.
- HIATT, G. D.; STRENKOWSKI, J. S. *Fracture mechanics applied to the ductile machining of brittle materials*, Sixth ASPE Annual Meeting, 1992, p. 29-32.
- INAMURA, T.; SHIMADA, S.; TAKEZAWA, N.; NAKAHARA, N. Brittle/ductile transition phenomena observed in computer simulation of machining defect free monocrystalline silicon. *Annals of the CIRP*, v. 46, n. 1, p. 31-34, 1997.
- JASINEVICIUS, R. G. *Caracterização da usinabilidade de ultraprecisão de ligas de alumínio produzidas no Brasil*. 1994. 151 f. Dissertação (Mestrado) – EESC-USP, São Carlos.
- JASINEVICIUS, R. G.; CAMPOS, J. P. D.; MONTANARI, L.; TSUKAMOTO, R.; GARCIA, J. P.; CAMARGO, R.; DUDUCH, J. G., PORTO, A. J. V. Influence of the mechanical and metallurgical state of an Al-Mg alloy on the surface integrity in ultraprecision machining. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences*, v. 25, n. 3, p. 222-228, Jul. 2003.
- KUNZ, R. R.; CLARK, H. R.; NITISHIN, P. M.; ROTHSCHILD, M.; AHERN, B. S. High resolution studies of crystalline damage induced by lapping and single-point diamond machining of Si(100). *J. of Mater. Res.*, v. 11, n. 5, p. 1228-1237, May 1996.
- MARSHALL, D. B.; EVANS, A. G.; YAKUBI, K. B. T.; TIEN, J. W.; KINO, G. S. *The nature of machining damage in brittle materials*. Proc. Royal Soc. London A 385, 1983. p. 461-475.
- MINOWA, K.; SUMINO, K. Stress-Induced amorphization of a silicon crystal by mechanical scratching. *Phys. Rev. Letters*, v. 69, n. 2, p. 320-322, July 1992.
- NAKASUJI, T.; KODERA, S.; HARA, S.; MATSUNAGA, H.; IKAWA, N.; SHIMADA, S. Diamond turning of brittle materials for optical components. *Annals of the CIRP*, v. 39, n. 1, p. 89-92, 1990.
- SHIBATA, T.; FUJII, S.; MAKINO, E.; IKEDA, M. Ductile-regime turning mechanism of single crystal Si. *Proc. Engg.*, v. 18, n. 2/3, p. 129-137, April/May 1996.
- SHIMADA, S.; IKAWA, N.; INAMURA, T.; TAKEZAWA, N.; OHMORI, H.; SATA, T. Brittle-ductile transition phenomena in microindentation and micromachining. *Annals of the CIRP*, v. 44, n. 1, p. 523-526, 1995.
- TIDWELL, M.; SCATTERGOOD, R. O. *Analysis and modeling of diamond turning of brittle materials*. Proc. of the 6th ASPE, Annual Conference, Santa Fe, NM, USA, 1991. p. 112-115.
- VENKATESH, V. C.; INASAKI, I.; TOENSHOF, H. K.; NAKAGAWA, T.; MARINESCU, I. D. Observation on polishing and ultraprecision machining of semiconductor substrate materials. *Annals of the CIRP*, v. 44, n. 2, p. 611-618, 1995.