Campus de São Carlos

INFLUÊNCIA DA TRANSIÇÃO DE FASE SOBRE
OS LIMITES DE DUCTILIDADE OBSERVADOS
NO TORNEAMENTO DE ULTRAPRECISÃO DE
SILÍCIO MONOCRISTALINO

RENATO GOULART JASINEVICIUS

Orientador: Prof. Dr. Arthur José Vieira Porto

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

0102/99

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DA TRANSIÇÃO DE FASE SOBRE
OS LIMITES DE DUCTILIDADE OBSERVADOS NO
TORNEAMENTO DE ULTRAPRECISÃO DO
SILÍCIO MONOCRISTALINO

RENATO GOULART JASINEVICIUS

Engenheiro de Produção-Materiais

Mestre em Engenharia Mecânica

Tese apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do Título de Doutor em Engenharia Mecânica.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Arthur José Vieira Porto

São Carlos
1998

Class.	TCC - EESC
Cutt.	2830
Tombo	2102/99

51/ 5 1030171

**Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca - EESC-USP**

J39i Jasinevicius, Renato Goulart
Influência da transição de fase sobre os
limites de ductilidade observados no torneamento
de ultraprecisão do silício monocristalino /
Renato Goulart Jasinevicius. -- São Carlos, 1998.

Tese (Doutorado) -- Escola de Engenharia de São
Carlos-Universidade de São Paulo, 1998.

Área: Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Arthur José Vieira Porto.

1. Torneamento com diamante. 2. Transição de
fase. 3. Regime dútil. 4. Cristal de silício.
5. Ferramenta de diamante. 6. Mecanismo de corte.
I. Título.

FOLHA DE APROVAÇÃO

Candidato: Engenheiro **RENATO GOULART JASINEVICIUS**

Tese defendida e aprovada em 20.11.1998
pela Comissão Julgadora:

Prof. Assoc. **ARTHUR JOSÉ VIEIRA PORTO (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Tit. **ROSALVO TIAGO RUFFINO**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Dr. **JAIME GILBERTO DUDUCH**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Dr. **PAULO SÉRGIO PISANI**
(UFSCar - Universidade Federal de São Carlos)

Prof. Dr. **NIVALDO LEMOS COPINI**
(UNIMEP - Universidade Metodista de Piracicaba)

Prof. Associado **ARTHUR JOSÉ VIEIRA PORTO**
Coordenador da Área de Engenharia Mecânica

JOSE CARLOS A. CINTRA
Presidente da Comissão de Pós-Graduação

Dedicatória

À minha esposa, Carla, pelo amor, sinceridade e carinho que me faz feliz todos os momentos da minha vida.

Aos meus filhos Gabriel e Isabela pela graça, amor e carinho que tornam meus dias ao lado deles a sublimação da felicidade.

Aos meus queridos Pais, Hermes e Neusa, as pessoas mais importantes para minha existência.

AGRADECIMENTOS

A Deus.

Agradeço a todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram para a realização deste trabalho. Em particular agradeço:

Ao Prof. Dr. Arthur J. V. Porto orientador do presente trabalho, pelas suas sugestões e colaboração durante todas as fases de sua realização.

Ao Prof. Dr. Jaime G. Duduch pelo apoio, revisão e sugestões que contribuíram para o enriquecimento deste trabalho e principalmente pela amizade.

Ao meu amigo, Prof. Dr. Rosalvo Tiago Ruffino, pela confiança, demonstração de boa vontade e amor à Engenharia e ao Ensino e pela ajuda inestimável.

Ao Prof. Dr. Paulo Sérgio Pizani pela ajuda na medição através de Espectroscopia Raman.

Ao amigo Prof. Dr. Luis Carlos Casteleti pela valiosa ajuda e amizade.

Ao Prof. Dr. Pierre Basmaji pelo fornecimento das amostras de Si utilizadas para a realização deste estudo.

Aos amigos, técnicos do LAMAFE, José Carlos Risardi, Adão Bolzan, José Carlos Bruno, Carlos Botelho pela amizade, ajuda e pela grande experiência de vida passada através de boas conversas.

Aos amigos, técnicos do Departamento de Materiais (EESC-USP), “Tico”, João, Silvano e Pedro pela grande amizade, inestimável ajuda no aprendizado da metalografia e tratamentos térmicos.

Aos amigos Dr. Heraldo Gallo e Eng. Marcelo Assunção pela amizade e “belíssimas” imagens conseguidas através do MEV.

Ao amigo Eng. Paulo Herrmann (CNPq) pelas valiosas imagens obtidas através do AFM.

Aos amigos e companheiros do Laboratório, especialmente a Juan Carlos, Helder Augustus, Luciana, David (SENAI), Fábio (SENAI), Renato Paggoto, Rogério, Luis A. A. Penteado, Enrico di Raimo Luis Balestrero, Inácio Regiani, Regina C.C. Regiani, pela amizade e bons momentos passados nesses anos de trabalho.

Aos amigos do Laboratório de Simulação Zé Luis, Orides, Ana Cristina, Valério, Mamoru, Sayuri, Ana Paula, Ricardo, Jandira, pela amizade e bons momentos passados juntos.

Ao meu amigo Carlos Alberto Fortulan pela amizade e ajuda nos momentos mais difíceis e pelas boas risadas nos mais fáceis.

Ao meu amigo Paulo A. S. Wrege, o “cara mais louco por trabalho que já conheci”, exemplo de garra e determinação.

Ao meu amigo Edilson R.R. Kato pela amizade e excelentes conversas pela estrada a fora.

Ao Roberto H. Tsunaki pela amizade e pelas conversas e dicas proveitosas.

À Jaqueline pela demonstração de amizade e ótimos “papos” durante os almoços.

A toda minha família, a minha esposa um agradecimento especial pela compreensão e amor sem os quais tudo teria sido mais difícil. Ao meu pequenino e gracioso filho, Gabriel, pelo amor, compreensão e paciência com “papai Renato”. Aos meus pais pelo apoio e incentivo ao longo de toda minha vida.

Ao Professor Alfredo Américo Hammar (in memória) pela ajuda e conscientização do que é o trabalho científico e a obrigação de realizar um trabalho com “Qualidade Comprovada”.

Às secretárias da P.G. Ana Paula e Beth pela amizade e paciência demonstrada.

Ao pessoal da Secretaria do SEM, Cristina, Margareth, João, Silvana, Maragno, pela amizade, atenção, profissionalismo, e paciência com que sempre me trataram.

Aos funcionários, Vera, Beth, Lourdes, Antonio pelos deliciosos “cafezinhos” e pelo seu importante trabalho na manutenção da limpeza no Departamento de Engenharia Mecânica da EESC-USP.

Ao pessoal da Biblioteca Central pela ajuda na obtenção da bibliografia.

A todos Professores do Departamento de Engenharia Mecânica pelo conhecimento adquirido ao longo desses anos.

A CAPES, pela ajuda financeira.

SUMÁRIO

Dedicatória

Agradecimentos

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

RESUMO

ABSTRACT

1. INTRODUÇÃO	01
1.1 Justificativa	05
1.2 Objetivos do trabalho	06
Estrutura da Tese	06
 CAPÍTULO 2 REVISÃO DA LITERATURA	 08
2.1 Materiais frágeis usinados com ferramentas de diamante	09
2.2 Mecanismos de remoção de material no torneamento	16
2.3 Modelos de corte para usinagem de materiais frágeis	22
2.3.1 Modelo de BLAKE (1988)	22
2.3.2 Modelo de BLACKLEY (1991)	28
2.4 Mecanismo de remoção de material em usinagem de materiais frágeis	33
2.4.1 Sulcamento (“ploughing”)	35
2.5 Teorias envolvidas na transição dúctil-frágil	38
2.5.1 Aplicações de conceitos da mecânica de fratura à usinagem de materiais frágeis	41
2.6 Estudos sobre o comportamento dos substratos de monocristais semicondutores submetidos a altas pressões	47
2.6.1 Estudos através de células de pressão	47
2.6.2 Estudos através de indentação e riscamento	48
2.6.3 Estudos através da micromecânica de usinagem	55

CAPÍTULO 3	METODOLOGIA PARA OS ENSAIOS	62
3.1	Planejamento dos ensaios	62
3.2.	Procedimento Experimental dos Ensaio de Corte	63
3.2.1	Características e Propriedades do Silício Monocristalino	64
3.3	Técnicas de caracterização aplicadas para análise	72
3.3.1	Análise qualitativa da topografia e morfologia dos cavacos	72
3.3.2	Análise da microtopografia e microrugosidades da superfície	73
3.3.3	Integridade Superficial e possíveis transformações ocorridas após a usinagem.	73
CAPÍTULO 4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	78
4.1	Considerações iniciais	78
4.2	Aplicação da técnica de espalhamento Raman para detecção de alterações estruturais nos modos dúctil e frágil	80
4.2.1	Resultados obtidos	82
4.3	Efeito do ângulo de saída e taxa de avanço na transição frágil dúctil	88
4.4	Efeito do raio de ponta e orientação do cristal na região de transição frágil dúctil	94
4.5	Mecanismos de remoção de material observados no torneamento de ultraprecisão de silício	101
4.6	Observação dos modos de fratura na usinagem plana de silício	112
4.7	Danos superficiais relacionados com a orientação cristalográfica e com a profundidade de corte	116
4.8	Ferramentas de diamante para o torneamento de ultraprecisão	125
4.8.1	Desgaste das ferramentas de diamante na usinagem do silício	129
4.8.2	Efeito do desgaste observado através da rugosidade superficial	136
CAPÍTULO 5.	CONCLUSÕES	143
	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	147
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS		148

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1.** Estrutura cristalina do silício 10
- Figura 2.2.** Dureza H versus temperatura T , e tensão de cisalhamento crítica t_c 12
contra T para o plano de escorregamento $(110)[111]$ no silício medidas por CASTAING et al. (1981) para $T < 600^\circ\text{C}$ e MICHEL et al. (1982) para $T > 500^\circ\text{C}$. A dureza Vickers H_v (---) é tomada a partir de dados de NIKITENKO (1967) e por GILMAN (1968) (apud, SUZUKI E OHMURA, 1996)
- Figura 2.3.** Mapa esquemático para a deformação do Silício (EVANS E 14
LANGDON, 1976, APUD, BLAKE, 1988)
- Figura 2.4.** Modelo de corte ortogonal bidimensional. 16
- Figura 2.5** Diagrama de forças para o corte ortogonal 19
- Figura 2.6** Exemplo típico de cavaco de uma liga Al-Mg observado através deo 21
MEV, a) os dois lados do cavaco podem ser observados, o lado liso e a estrutura lamelar no lado oposto; b) seção transversal do cavaco mostrando a altura da lamela.
- Figura 2.7** Geometria do corte vista no plano normal à direção de corte. A seção 23
transversal do cavaco na região do ombro não cortado possui uma espessura efetiva variável (t_{ef}) como mostrado.
- Figura 2.8.** Modelo para usinagem em regime dúctil. Para $t_{ef} > t_c$, uma zona de 24
danos por microfratura é formada ao longo da ponta da ferramenta. O corte dúctil sem fratura ocorre somente ao longo da porção inferior da secção transversal do cavaco onde $t_{ef} < t_c$. Se os danos por fratura replicarem-se abaixo do plano de

dorte da superfície como mostrado, a superfície acabada irá conter pitting. A profundidade da zona de danos formada em t_c é denotada como y_c .

Figura 2.9. Micrografia mostrando a região do ombro produzido durante o ensaio de corte interrompido. A vista é feita de cima da amostra. W_d corresponde a distância a partir do centro da ferramenta até a linha de transição de danos.

Figura 2.10 Diagrama esquemático da geometria de corte usada para derivar as equações.

Figura 2.11. Danos induzidos por fratura sobre a superfície observados através de Microscopia Eletrônica de Varredura.

Figura 2.12. Vista lateral do modelo mostrado na figura 2.8. O movimento do avanço está fora do plano. Isto pode ser considerado o corte quasi-ortogonal com profundidade de corte $d = t_{eff}$, na posição correspondente θ ao longo da ponta da ferramenta. Danos por microfratura iniciam na zona de deformação elastoplástica quando $t_{ef} > t_c$ como mostrado.

Figura 2.13. Geometria de corte usada para derivar o modelo de corte. A projeção é feita ao longo da direção de corte com a profundidade de corte efetiva sendo a distância crescente a partir do centro da ferramenta. Note que a resposta do regime dúctil é obtida quando a profundidade de danos, y_c , iniciou com a espessura de corte t_c não se replicando abaixo do plano de corte da superfície.

Figura 2.14 O mecanismo de “Ploughing” para o caso onde o raio da aresta de corte é da mesma ordem de grandeza da espessura de corte (profundidade de corte para esse caso, corte ortogonal).

Figura 2.15. Superfície de Si cortada com ferramenta de diamante ($R_p = 0,693$ mm, $\gamma = -25^\circ$) e avanço de $1,25 \mu\text{m/ver}$ e profundidade de corte de 250 nm.

Figura 2.16 Curvas de tensão-deformação para uma material frágil e um dúctil 38
(ZANOTTO e MIGLIORE, 1991).

Figura 2.17 Fator de intensidade de tensão para os diferentes modos de 42
carregamento (CALLISTER, 1994).

Figura 2.18. Variação do fator intensidade de tensão com comprimento da trinca 43
para três profundidades de corte para o Si ($\gamma = -10^\circ$) (HIATT E STREKOWSKI,
1991).

Figura 2.19. Correlação da pressão de metalização quando calculado a partir da 50
teoria de Herzfeld para os cristais do grupo IV e o valor da dureza por indentação
Vickers (GILMAN, 1992).

Figura 2.20. Diagrama de fase para o silício (CANNON, 1974). 52

Figura 2.21. Exemplo do comportamento do silício observado na curva de carga- 54
descarga onde é observada uma descontinuidade durante o descarregamento
(PAGE et alli, 1992).

Figura 2.22. Nanodureza e carregamento normal como função da 54
profundidade de indentação para amostra de Si(111) (BHUSHAN & KOINKAR,
1994).

Figura 2.23. Diagrama esquemático ilustrando a interação proposta da ferramenta 61
de corte com a amostra (MORRIS et al., 1995).

Figura 3.1. Amostra de silício (111) tipo p, mostrando (a) o polimento da 66
superfície antes do acabamento (500x) e (b) a mediada de rugosidade superficial
antes do corte feita através do Form Talysurf.

Figura 3.2. Vista geral do Gerador de Superfícies anesféricas ASG-2500.	67
Figura 3.3. Suporte de alumínio para montagem dos corpos de prova.	68
Figura 3.4. Fixação do suporte de alumínio na placa de vácuo.	68
Figura 3.5. Formação de patamares na peça para medição da região de transição frágil dúctil, (a) frontal cortada, (b) vista superior.	71
Figura 3.6. Espalhamento Raman Stokes (a) e anti-Stokes(b).	75
Figura 3.7. Sistema de aquisição de espectros Raman.	77
Figura 4.1 Micrografia feita através de MEV de amostras de Si(100) utilizado nos testes. a) superfície de silício polida e; b) superfície torneada com ferramenta de diamante ($f = 1,25 \mu\text{m/rev}$ e $a_p = 1 \mu\text{m}$)	84
Figura 4.2 Amostra de Si(100) cortada no modo frágil.	84
Figura 4.3 Espectro Raman (realizado com a luz excitadora com comprimento de onda 487.9 nm) das amostras de silício a) antes do torneamento (polidas) e b) após o torneamento no regime frágil.	85
Figura 4.4 Espectro Raman de amostra de silício usinada no modo dúctil para linhas de excitação a) 487.9, b) 457.9 e c) 524.5 nm, respectivamente.	87
Figura 4.5 Resultados obtidos medindo-se o ombro não cortado com ferramentas com ângulos de saída diferentes, CO60LG ($\gamma = 0^\circ$) e CO60WG ($\gamma = -25^\circ$); $a_p = 6 \mu\text{m}$.	89

Figura 4.6 Micrografias reproduzidas através de microscopia óptica com contraste de interferência Nomarski do ombro não cortado, a) ângulo 0° ; b) ângulo de saída -25° .

Figura 4.7. Espessura crítica de corte calculada para as ferramentas com ângulo de saída diferentes. Material Si (111) tipo p.

Figura 4.8 Fotomicrografia obtida através de MEV mostrando; A) superfície cortada com ferramenta CO60LG e B) detalhe do ombro não formado com profundidade de corte de $15\ \mu\text{m}$.

Figura 4.9 Diagrama esquemático da transição frágil-dútil 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 .

Figura 4.10. Fotomicrografia mostrando os dois lados de um cavaco de silício.

Figura 4.11 Detalhe da superfície livre do cavaco apresentando aspecto de “escamas” .

Figura 4.12 . Diagrama esquemático mostrando a extrusão da fina camada transformada entre a aresta e o cristal

Figura 4.13. Cavacos de silício apresentam estrutura lamelar; (a) lamelas formadas na parte mais espessa do cavaco, (b) lamelas menores na parte mais fina do cavaco.

Figura 4.14. Profundidades de corte pequenas. Cavacos apresentam trinca longitudinal separando o cavaco em duas metades, a parte mais estreita corresponde ao lado mais fino do cavaco. (a) cavaco de Silício (b) efeito similar

em cavaco de Alumínio.

Figura 4.15. A borda do cavaco destaca-se do corpo principal para formar uma fita longa e estreita (a) Liga de Al-Mg, (b) Si (100). 108

Figura 4.16. Espessuras de corte “grandes”: tensões de tração não são fortes o suficiente para iniciar trincas de forma que o cavaco apresenta pequenas irregularidades. (a) cavaco de Si apresentando a parte mais fina com pequenas trincas (b) cavacos de alumínio com efeito similar. 110

Figura 4.17. Pedacos de cavacos provavelmente produzidos por fratura frágil. 111

Figura 4.18. Projeção do corte visto ao longo da direção de usinagem. (BLACKLEY E SCATTERGOOD, 1994). 113

Figura 4.19. O efeito do aumento do avanço por revolução pode fazer com que t_c desloque na direção do centro da ferramenta. 113

Figura 4.20. Vista ortogonal do corte para $t > t_c$. Trajetória para Modo I e Modo II de danos por fratura são apresentados esquematicamente (BLACKLEY E SCATTERGOOD, 1994). 114

Figura 4.21 . Os dois modos de fratura puderam ser observados em condições onde havia a variação do avanço. (a) modo I, avanço $f = 1,25 \mu\text{m/rev}$, $a_p = 2\mu\text{m}$; (b) modo II, avanço $f = 7,5 \mu\text{m/rev}$, $a_p = 2\mu\text{m}$; $R_p = 0,77\text{mm}$. $\gamma = 0^\circ$, nos dois casos. 115

Figura 4.22. Representação esquemática dos danos por “Pitting” observados sobre superfícies a) (111) e b) (100) de “wafers” usinados. 116

Figura 4.23 Micrografia feita através de microscopia óptica Nomarski 117

apresentando uma vista geral do centro de uma amostra Si(100). Os danos formam uma espécie de “cruz de malta” como mostrado na figura 4.22 b).

Figura 4.24 Fotomicrografia feita através de MEV onde são apresentadas a região danificada e não danificada, respectivamente; referentes à Figura 4.14. 118

Figura 4.25 O ombro deixado na mesma amostra da Figura 4.14 não apresenta indícios de um corte ocorrido dentro do regime frágil e sim, dúctil. 119

Figura 4.26 Diagrama esquemático baseado nos resultados de SHIBATA et al. (1994, 1996) mostrando que a aplicação de corte inferiores à espessura da camada superficial poderia revelar danos causados por passos anteriores. 121

Figura 4.27 Efeito do corte com profundidade submicrométrica subsequente a outro realizado com profundidade micrométrica. 122

Figura 4.28. Fotomicrografias feitas através de microscopia óptica Nomarski dos danos nas duas condições extremas, i.e., a) 1,2 μm /revolução e b) 7,2 μm /revolução, respectivamente. 123

Figura 4.29 Imagem obtida através de MEV onde é mostrado com maior clareza os danos superficiais para a condição mostrada na Figura 4.28 a). 124

Figura 4.30. Geometria das ferramentas de diamante utilizadas no torneamento de ultraprecisão. 125

Figura 4.31 . Aresta de diamante apresentando lascamento. 126

Figura 4.32 Fotomicrografia mostrando a aresta de corte afiada. 127

Figura 4.33. a) Marcas deixadas no interior da ranhura que compõe a rugosidade superficial. Avanço de 2,5 $\mu\text{m}/\text{revolução}$ e ferramenta com $R_p = 1,52 \text{ mm}$ e ângulo de saída $\gamma = 0^\circ$. 128

Figura 4.25 Fotomicrografia obtida através de MEV da mesma ferramenta após algumas dezenas de ensaios de usinagem de silício monocristalino. 131

Figura 4.35 Ombro não cortado deixado sobre amostra mostrando a reprodução do desgaste da aresta de corte. Condições de corte iguais e ferramentas com raios de ponta de a) 0,77 mm e b) 1,52 mm, respectivamente. 132

Figura 4.36 Detalhes da aresta de corte das ferramentas com raios de ponta a) 0,77 mm e b) 1,52 mm, respectivamente, e ângulo de saída $\gamma = 0^\circ$. 133

Figura 4.37 Fotomicrografia da aresta de corte ferramentas com forte desgaste. 137

Figura 4.38 Fotografia obtida através de Microscopia óptica Nomarski do ombro deixado pela ferramenta em amostra de silício (111), onde pode ser observado a reprodução dos “dentes” ao longo do perfil deixado impresso na peça; ferramenta CO60 WG, $f = 2,5 \mu\text{m}/\text{rev}$, $a_p = 5 \mu\text{m}$ e $3 \mu\text{m}$, respectivamente. 138

Figura 4.39 Imagem tridimensional da área medida através do AFM. Observa-se no interior das marcas deixadas pela ferramenta outras ranhuras, que seriam responsáveis pelo espalhamento da luz, criando este efeito “arco-íris”. 139

Figura 4.40. Seção transversal da amostra apresentada na figura anterior. 139

Figura 4.41. PSD da Superfície. 140

Figura 4.42 Imagem Tridimensional da amostra apresentada na Figura 4.33, feita através do AFM, mostrando o passo da ferramenta. 141

Figura 4.43 Seção transversal da amostra cortada com ferramenta CO60LG e 141
avanço $f = 1,25 \text{ } \mu\text{m/rev}$, onde é possível observar a predominância do
espaçamento de $1,25 \text{ } \mu\text{m}$ deixado pelo passo da ferramenta.

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1. Lista dos materiais frágeis usinados com ferramentas de diamante e algumas aplicações 15

TABELA 2.2. Resultados obtidos da espessura crítica de corte t_c para cristais semicondutores em ensaios de corte interrompido 31

TABELA 2.3 Similaridade entre a pressão de transição e a dureza através da indentação (GERK & TABOR, 1978). 49

TABELA 2.4 Resultados relativos à faixas de danos encontradas em superfície e sub superfície submetidas a processos de deformação 57

Tabela 3.1. Propriedades físicas do silício monocristalino 65

Tabela 3.2 Lista das condições de corte e geometria da ferramenta utilizadas nos ensaios 71

Tabela 4.1. Valores obtidos de largura dúctil e espessura crítica para raios de ponta diferentes, Si(100) 95

Tabela 4.2. Valores obtidos de largura dúctil e espessura crítica para raios de ponta diferentes, Si(111) 95

Tabela 4.3. Comparação entre os valores obtidos para as duas orientações 98

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.

Å	-	Angstrom (10^{-10} m)
a_p	-	Profundidade de corte [μm].
Al	-	Alumínio.
Af	-	Área da fratura
AFM	-	Microscopia de Força Atômica
b	-	Largura do corte no modelo Ortogonal
CNC	-	Computer Numerical Control.
CdS	-	Sulfeto de Cádmio
Cu	-	Cobre.
°C	-	Temperatura em Graus Celsius
ECI	-	Ensaio de Corte Interrompido
E	-	Módulo de Young ou módulo de elasticidade (N/m^2)
E_f	-	Energia necessária para fratura
E_p	-	Energia necessária para deformar plasticamente
f	-	Avanço (μm / revolução).
F_s	-	Força de cisalhamento (N)
F_{ns}	-	Força Normal ao plano de cisalhamento (N)
G	-	Módulo de cisalhamento (MPa)
G	-	Parâmetro de propagação de trinca de Griffith
Ge	-	Germânio
GaAs	-	Arseneto de Gálio
Hv	-	Dureza Vickers (MPa)
k	-	Constante de Boltzman, $k = 1,380 \times 10^{-16}$ erg/(grau)(mol)
K_I, K_{II}, K_{III}	-	fatores de intensidade de tensão
K	-	Temperatura em Graus Kelvin
K_c	-	Tenacidade à fratura ($\text{MPa.m}^{1/2}$).
KDP	-	Fosfato dihidrogênio Potássio
LAP	-	L-Agnina Fosfato
LiNbO_3	-	Niobato de Lítio

MOCIN	-	Microscopia Óptica com Contraste de Interferência Nomarski
MEV	-	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	-	Microscopia Eletrônica de Transmissão
mm	-	milímetro (10^{-3} m).
N	-	Velocidade do eixo árvore [rpm].
nm	-	nanometro (10^{-9} m).
P-V	-	Pico-a-Vale (do inglês “Peak-to-Valley”)
Pt	-	Pressão de transição de fase (kbar)
R-X	-	Raios X
R_p	-	Raio de ponta da ferramenta [mm].
$R_{teorico}$	-	Rugosidade cinemática teórica [μ m].
R_t	-	Rugosidade cinemática [μ m].
R_a	-	Média aritmética das alturas [μ m].
R_{rms}	-	Desvio médio quadrático de rugosidade [μ m].
Si	-	Silício
SiO ₂	-	Sílica fundida
SiC	-	Carbeto de silício
s^2	-	Variância
STM	-	Microscopia de Tunelamento e Varredura
t	-	Espessura do cavaco ou espessura de corte (modelo ortogonal bidimensional) (μ m).
t_{ef}	-	Espessura efetiva do cavaco (μ m).
t_c	-	Espessura Crítica do Cavaco (μ m).
t_{max}	-	Espessura máxima do cavaco (μ m).
T	-	Temperatura
UP	-	Ultra Precisão.
V_p	-	Volume específico do material.
V_c	-	Velocidade do cavaco
V_s	-	Velocidade do cisalhamento
V_c	-	Velocidade de corte [m / min].
V_a	-	Velocidade de avanço [mm/min].

Wt	-	Largura de corte total (μm).
Wd	-	Largura de corte dúctil (μm).
Wf	-	Largura de corte frágil (μm).
x	-	média
ZnS	-	Seleneto de Zinco
α	-	Ângulo de folga (graus).
α_1	-	Ângulo de folga primário (graus).
α_2	-	Ângulo de folga secundário (graus).
γ	-	Ângulo de saída (graus).
ϕ	-	ângulo do Plano de Cisalhamento
μm	-	micrometro (10^{-6} m).
ν	-	Coefficiente de Poisson
ρ	-	densidade (kg/m^3)
σ	-	Desvio padrão
σ_y	-	Tensão de escoamento (MPa)
σ_f	-	Resistência a fratura (MPa)
σ_{cl}	-	Tensão resultante de tração no plano de clivagem (MPa)
σ_c	-	Tensão crítica de Tração normal ao plano de clivagem (MPa)
τ_{ef}	-	Tensão efetiva (MPa)
τ_c	-	Tensão de cisalhamento crítica (MPa)
τ_s	-	Tensão de cisalhamento (MPa)
τ_{esc}	-	Tensão resultante de cisalhamento (MPa)
(khl)	-	Índices de Miller - Plano cristalográfico. Representação de famílias de Planos
[uvw]	-	Índices de Miller - Direção cristalográfica. Conjunto de direções equivalentes, forma uma família de direções

Resumo

JASINEVICIUS, R.G. Influência da Transição de Fase Sobre os Limites de Ductilidade Observados no Torneamento de Ultraprecisão do Silício Monocristalino. São Carlos, 1998, 166p. Tese de Doutorado - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Nos últimos anos, avanços consideráveis foram alcançados no estudo da usinabilidade de materiais frágeis tais como cristais semicondutores, vidros ópticos, cerâmicas, etc. em função da demanda por processos mais rápidos de fabricação de superfícies com formas complexas para aplicações nos campos da óptica e eletrônica. A ductilidade apresentada por monocristais de silício durante a usinagem tem sido explicada através das Teorias de Mecânica de Fratura. Recentemente, algumas teorias novas foram apresentadas para justificar esta ductilidade. Foi proposto que a ductilidade de monocristais semicondutores seria provavelmente o resultado final de uma transformação de fase induzida por pressão/tensão durante o corte. Neste trabalho, a diferença entre os modos dútil e frágil no Torneamento com Ferramenta de Ponta Única de superfícies de silício monocristalino foram investigadas através da técnica de espalhamento Raman. Nas condições que proporcionam o regime dútil, existem sempre uma amorfização superficial nas amostras, denunciadas através da ativação de uma banda óptica Raman mais larga em 470 cm^{-1} . Esta fase amorfa pode ser considerada resultante da transição de fase a qual o silício pode ter sofrido. Por outro lado, para as condições onde o modo frágil é predominante, somente um pico óptico agudo de fonon em 521.6 cm^{-1} está presente no espectro Raman. Baseado nas medições que determinados parâmetros de corte, tais como a profundidade de corte e a espessura crítica do cavaco, apresentaram este estudo propõe que o regime dútil não deve possuir uma faixa definida e fixa de valores para os parâmetros críticos mas, ao invés disso, estes seriam dependentes da extensão da camada transformada induzida por pressão/tensão gerada pela interação entre a ponta/aresta da ferramenta de corte com a peça durante a usinagem. Esta proposta se baseia na comparação entre os valores obtidos e os medidos por outros autores que mostram que a extensão da fase amorfa observada após processos de deformação mecânica (p.e., indentação, riscamento, polimento, nanoretificação e torneamento com ferramenta de ponta única de diamante) encontram-se na mesma faixa de valores encontrados para os parâmetros críticos (100-200 nm). Finalmente, foi demonstrado, através de observações da topografia de ambos, cavacos e superfícies geradas, realizadas com MEV e MFA, que este tipo de análise pode oferecer explicações significativas sobre os mecanismos de remoção de material em ação durante a usinagem e também sobre o estado microscópicos da ferramenta de diamante.

Palavras-Chave: Torneamento com diamante, Transição de fase, Regime dútil, Cristal de Silício, Ferramenta de diamante, Mecanismo de corte.

ABSTRACT

JASINEVICIUS, R.G. "Influence of Phase Transition on Ductility Limits Observed in Ultraprecision Diamond Turning of Single Crystal Silicon". São Carlos, 1998, 166p. Tese de Doutorado - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

In recent years, considerable progress has been made on the study of the machinability of fragile materials such as semiconductors crystals, optical glasses, ceramics, etc., because of the demand for faster fabrication processes of complex surface shapes for optoelectronic applications. The ductility presented by single crystal silicon during machining has been explained by fracture mechanics theories. Recently, some new theories have been presented in order to give another justify to this ductility. It was proposed that semiconductors single crystal ductility is likely the end result of a pressure/stress induced phase transformation during cutting. In this work, the difference between ductile and brittle mode single-point diamond turning on the surface of machined silicon samples were investigated using Raman scattering. In the ductile mode conditions of machining, there are always an amorphization of the surface samples, denounced by the activation of the broad Raman optical band at 470 cm^{-1} . This amorphous phase can be considered resulted from the phase transition which silicon might have suffered. Contrary to the findings, in the brittle mode conditions, only the sharp optical phonon peak at 521.6 cm^{-1} is present in Raman spectra. Based on the observation that certain cutting parameters such as cutting depth and critical chip thickness, e.g., the point where ductile-to-brittle transition occurs, somehow presents values in the same range (100-200 nm) that the amorphous phase layer depth extension after mechanical deformation (p.e., indentation, scratching, polishing, nanogrinding and single point diamond turning) observed in the literature, it is proposed that the ductile regime has not a definite range of values for the critical parameters but instead, it is dependent of the extension of the phase transformed layer induced by pressure/stress generated by the tool tip/edge interaction with workpiece during machining. Finally, it is shown that observation of topography and morphology of chip and the surface generated through SEM and AFM can offer very significant explanation of the material removal mechanisms in action during the current machining cut and diamond tool state.

Key words: Single Point Diamond turning, Phase transition, Ductile regime, Monocrystalline Silicon, Diamond tool, Cutting mechanism.

CAPÍTULO 1

1. INTRODUÇÃO

O torneamento de ultraprecisão é o processo onde se utiliza uma ferramenta de diamante monocristalino em uma máquina-ferramenta com elevada rigidez e com controle ultrapreciso de posicionamento. Estas máquinas são especialmente projetadas para produzir acabamentos em superfícies sob condições ambientais controladas.

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 nanometro, contando ainda com a vantagem da redução de custos em relação ao polimento convencional e métodos de replicação (BLOUGH et al., 1997).

Nesta última década, os materiais que receberam grande atenção com pesquisas com torneamento de ultraprecisão foram os metais não ferrosos tais como o Al, Cu, Au, etc. Isto ocorreu devido à facilidade do corte e acabamento superficial com qualidade óptica assim como pela baixa afinidade química que estes metais apresentam com o diamante (JASINEVICIUS, 1994).

O grande interesse em aperfeiçoar esta tecnologia de fabricação para aplicação em materiais como cerâmica, vidros ópticos e monocristais semicondutores, surgiu da hipótese de que se este processo é capaz de produzir

superfícies, a partir de metais dúcteis, com formas complexas, baixas tolerâncias de forma e excelente acabamento superficial, então poderia ser considerado um processo com fortes vantagens para aplicação em materiais frágeis (VENKATESH et al, 1995).

Sistemas ópticos, manuais, componentes relacionados com memória de computadores, e dispositivos micro-eletrônicos são alguns dos produtos que dividem entre si a dependência direta da área de fabricação de alta precisão para sua manufatura. Da mesma maneira, cabeçotes magnéticos de leitura para computadores, injetores automotivos de diesel, lentes ou espelhos a partir de cristais semicondutores e moldes para lentes ópticas são alguns dos exemplos típicos de componentes que necessitam de novas tecnologias e aperfeiçoamentos de processos de fabricação de ultraprecisão, que sejam ao mesmo tempo eficientes e viáveis para usinagem de materiais frágeis. Assim, o aperfeiçoamento das tecnologias de fabricação de precisão e ultraprecisão são prioritárias para se atingir a produção econômica desses produtos.

As duas formas de usinagem dúctil de materiais frágeis mais antigas são a lapidação e o polimento. Condições específicas destes processos permitem a remoção de material em regime dúctil e livre de danos à superfície. No entanto, estes processos não conseguem satisfazer as exigências impostas pela demanda, ou seja, processos mais rápidos e usinagem de superfícies com formas complexas (PUTTICK & FRANKS, 1990).

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. Isto também se verificou em ensaios de microindentação com cargas da ordem de gramas e profundidades de penetração em torno de 1 μm .

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 (MARSHAL et al. 1983).

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**).

Sabe-se hoje, que 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 de remoção de material muito reduzidas (**NAKASUJI et al. 1990**).

Partindo-se desta constatação, uma das hipóteses a que se chega é que esta transição frágil - dúctil, em materiais frágeis, deve ocorrer dentro de determinadas faixas de profundidades e espessuras de corte, dependendo de condições de usinagem e geometria da ferramenta.

Para se chegar a esta constatação dois fatos foram considerados. Primeiro, sabe-se que a deformação plástica corresponde ao movimento de grande número de discordâncias. Porém, o silício normalmente apresenta mobilidade de discordâncias muito limitada e comportamento frágil à temperaturas abaixo de 540 °C (**SAMUELS & ROBERTS, 1989; HIRSH et alli, 1989**). Segundo, resultados de usinagem a temperatura ambiente demonstram que é possível cortar cristais como Si dentro do regime dúctil. Portanto, deveria existir algum outro mecanismo responsável pelo comportamento dúctil apresentado por cristais semicondutores.

Novas considerações foram feitas baseadas na plasticidade demonstrada pelo silício em estudos de indentação e riscamento com cargas reduzidas (**MORRIS & CALLAHAN, 1994**). Durante a indentação, quando cargas muito pequenas são utilizadas, a estrutura cúbica do silício transforma-se em uma fase metálica mais

densa de β -estanho a qual escoava plasticamente. Durante o descarregamento, esta fase metálica transforma-se em uma fase de semicondutor amorfo.

Descobriu-se então, que amostras de cristais de silício e germânio, submetidas a processos de usinagem, apresentavam evidências indiretas de ter sofrido este tipo de transformação de fase. A observação, através de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), de uma camada amorfa na superfície de cristais semicondutores após processos de usinagem tais como polimento e torneamento com ferramenta de diamante apontavam para esta transformação.

Consequentemente, foi proposto que esta “vitrificação”, em cristais semicondutores como o Silício e o Germânio, seria o resultado final de uma transformação de fase induzida por pressão cuja a fase intermediária metálica (β -estanho), seria responsável pela plasticidade apresentada durante a usinagem.

Esta transformação estaria relacionada a elevadas pressões hidrostáticas aliadas a tensões de cisalhamento impostas pela ferramenta durante o corte. Sabe-se que tensões de cisalhamento podem ajudar na redução da pressão necessária para que a transformação ocorra (GUPTA & RUOFF, 1980).

A atenuação da resposta frágil durante o torneamento de ultraprecisão seria um aspecto desejável na usinagem de materiais frágeis, evitando-se a geração de defeitos superficiais e subsuperficiais deletérios. Sabe-se por exemplo, que quando a usinagem é realizada com profundidades superiores a 1 μm a remoção de material envolve a fratura frágil nas camadas subsuperficiais, causada pela geração e propagação de microtrincas (SHIBATA et al. 1996).

A hipótese fundamental deste trabalho é que a ocorrência do regime dúctil durante a usinagem estaria relacionado a esta transformação de fase induzida por pressão/tensão. Assim, a ductilidade de cristais semicondutores estaria limitada à profundidade que esta transformação atinge na região comprimida entre a ponta/aresta de corte da ferramenta e o substrato cristalino. Dessa forma, quando esta camada fosse ultrapassada o regime frágil passaria a ocorrer.

A supressão da resposta frágil seria um aspecto desejável na usinagem de materiais frágeis, evitando-se a geração de defeitos superficiais. Para isso, determinar parâmetros de usinagem que respondam a esta necessidade torna-se primordial para que a usinagem ocorra predominantemente dentro do regime dúctil.

Compreender o efeito deste processo sobre o estado final da superfície torna-se preponderante para fins de viabilização deste processo para aplicações em áreas como a óptica e eletrônica.

1.1 JUSTIFICATIVA

Recentemente, a aplicação do torneamento com ponta única de diamante para fabricação de grandes lentes com cristais semicondutores tem encontrado grande interesse. No entanto, em relação aos resultados relacionados à otimização do processo de usinagem, ou seja, condições econômicas de corte e geometrias apropriadas de ferramentas de diamante necessárias, ainda não se chegou a consenso. A seqüência de passos necessários com taxas de remoção de material maiores e mais rápidos, visando a obtenção de acabamento superficial espelhado ($R_a < 10 \text{ nm}$) e boa integridade superficial e subsuperficial em grandes espelhos e lentes ainda não é totalmente conhecido e dominado. Os fatores que impedem e limitam atingir-se superfícies com estas especificações podem, por outro lado, indicar o caminho para o domínio do processo. Neste trabalho, serão utilizados conceitos e resultados experimentais para mostrar que o torneamento de silício com ferramenta de diamante apresenta valores bem definidos, modulados pela geometria da ferramenta e condições de usinagem, porém estes mesmos valores estariam limitados a faixas de valores relacionados com a profundidade que a camada transformada atinge dentro do substrato pela interação ferramenta/peça. Em outras palavras, a extensão dessa transformação de fase pode ser o caminho para se compreender a transição dúctil-frágil na usinagem de cristais semicondutores.

1.2 OBJETIVOS DO TRABALHO

O objetivo deste trabalho é apresentar subsídios para demonstrar que a ductilidade observada no torneamento de silício monocristalino com ferramenta de ponta única de diamante está relacionada com a transformação de fase induzida por pressão/tensão geradas pela interação entre a ferramenta e o material da peça.

Para este fim, alguns objetivos foram pré-definidos:

- Demonstrar através de técnica especial de caracterização que superfícies cortadas em regime dúctil apresentam camada superficial amorfa.
- Mostrar através da comparação quantitativa, com valores listados pela literatura, que os valores de parâmetros como largura dúctil de corte (W_d) e espessura crítica do cavaco (t_c) obtidos neste trabalho, equivalem à espessura da camada transformada por pressão/tensão.
- Discutir e analisar os mecanismos envolvidos na remoção de material através de observações feitas em cavacos removidos durante a usinagem.
- Apresentar modos de fratura observados após a usinagem, comparando-os com a teoria e mostrar o efeito da orientação cristalográfica da superfície na geração destes defeitos.
- Mostrar que a ductilidade apresentada no corte pode também ser utilizada para revelar o desgaste da ferramenta.
- Mostrar que a Microscopia de Força Atômica pode ser considerada uma técnica com grande utilidade no estudo da tribologia envolvida no corte.

O desenvolvimento deste trabalho conta com a distribuição dos capítulos da seguinte forma.

O **Estado da Arte** levantado para este trabalho será dividido em três partes. O **Capítulo 2** abordará, inicialmente, alguns aspectos concernentes a materiais frágeis, a saber: estrutura, comportamento e aplicações. Em seguida, aspectos físicos do processo como morfologia do cavaco e mecanismos de remoção apresentando a influência da microgeometria do corte sobre a usinagem em regime dúctil. Finalmente, serão apresentadas as teorias e fundamentos relacionados a propriedades e comportamento de monocristais semicondutores quando submetidos a solicitações mecânicas. Novos conceitos aplicados às explicações da ductilidade de monocristais

semicondutores observados no torneamento em regime dúctil serão apresentados neste capítulo.

A Metodologia e materiais serão discutidas no **Capítulo 3** onde serão apresentadas a descrição dos experimentos, máquinas, ferramentas e material utilizado para os ensaios assim como uma breve discussão sobre os métodos aplicados para análise e caracterização utilizados neste trabalho.

O **Capítulo 4** apresentará os resultados seguidos de discussões onde serão apresentados os tratamentos estatísticos assim como a apresentação, comparação e interpretação dos resultados obtidos em ensaios de corte interrompido. A avaliação do efeito das condições de usinagem e geometria da ferramenta, sobre o estado da superfície e subsuperfície serão encontrados aqui. Mecanismos envolvidos na remoção de material serão discutidos a partir de observações feitas através de MEV em cavacos removidos durante o corte. O efeito da orientação da superfície e os danos decorrentes serão apresentados. Aspectos como tribologia da superfície e o efeito dos danos causados à ferramenta na rugosidade superficial serão discutidos neste capítulo.

As conclusões e recomendações serão expostas pelo **Capítulo 5**. As conclusões a partir das análises realizadas serão apresentadas assim como propostas para futuros trabalhos.

CAPÍTULO 2

REVISÃO DA LITERATURA

O estudo do torneamento de materiais frágeis, em regime dúctil, com ferramenta de ponta única de diamante tem recebido grande atenção por parte de centros de pesquisa assim como da indústria óptica. Isto ocorre em função da perspectiva de substituição dos processos convencionais de usinagem aplicados para esses materiais tais como, retificação, lapidação e polimento. Isto se justifica em decorrência da dificuldade em se realizar a remoção precisa e controlada de material através desses processos. O fator principal para essa mudança encontra-se na possibilidade de se fabricar componentes ópticos com formas complexas, acabamento superficial com qualidade óptica e, se possível, ausência de danos superficiais e subsuperficiais.

Hoje, sabe-se que o corte de materiais frágeis com ferramenta de ponta única é possível de ser realizado. Todavia ainda permanecem muitas questões em aberto concernentes à viabilidade deste processo ser aplicado para a fabricação superfícies passíveis de serem aplicadas.

O torneamento de ultraprecisão de monocristais semicondutores, principalmente silício e germânio, é um setor importante na pesquisa de materiais frágeis. A aplicação do torneamento com ferramenta de ponta única de diamante para manufatura de grandes lentes com cristais semicondutores tem despertado grande interesse. No entanto existem restrições significativas na usinagem destes materiais associadas a propriedades como dureza e fragilidade.

A seguir serão relatadas as principais contribuições concernentes à pesquisa do torneamento de ultraprecisão em regime dúctil de cristais semicondutores. O objetivo será apresentar o estado-da-arte de forma precisa mostrando a evolução deste novo campo da pesquisa em usinagem.

2.1 MATERIAIS FRÁGEIS USINADOS COM FERRAMENTA DE DIAMANTE

Materiais como cerâmica, vidros ópticos e cristais semicondutores são testados através de ensaios de tração, compressão uniaxial ou flexão, à temperatura ambiente, estes comportam-se de maneira frágil (**CALLISTER, 1994**).

A fragilidade dos cristais semicondutores, como silício e germânio, pode ser explicada através da dificuldade da ocorrência de movimento de discordâncias nestes materiais à temperatura ambiente. Estes cristais possuem a estrutura cristalina cúbica do diamante (**ALEXANDER & HAASEN, 1968**). A estrutura do silício pode ser melhor entendida através da Figura 2.1. Portanto, cada átomo está tetraedricamente coordenado com seus vizinhos através de ligações covalentes formando ângulo fixos. As ligações covalentes resistem a mudança ou a deformação desses ângulos, podendo assim resistir a deformações aplicadas ao material, que pudessem flexionar estas ligações.

As discordâncias nestes cristais possuem tensões de Peierls muito altas: ou seja, a tensão necessária para mover uma discordância na ausência de outros obstáculos para a movimentação. A tensão de Peierls é uma consequência direta da estrutura periódica de um retículo cristalino e depende sensivelmente da forma exata da relação força-distância entre átomos (**HULL, 1975**). Por esta razão, a avaliação desta tensão é difícil de ser realizada; diversos modelos do estado da ligação estimam seu valor para o Si (a 0 °K) em 2,8 - 4,6 GPa (**ALEXANDER & HAASEN, 1968, apud BLAKE, 1988**).

No campo da plasticidade, uma das poucas tentativas bem sucedidas de descrever o comportamento plástico macroscopicamente de materiais frágeis utilizando-se de conceitos de dinâmica e interações de discordâncias é o modelo proposto por **ALEXANDER & HAASEN (1968)**, para o início da deformação plástica de materiais semicondutores como silício e germânio. O escorregamento nesses cristais ocorrem preferencialmente sobre os planos de empacotamento (111) na direção de empacotamento [110]. Por causa da estrutura cúbica do diamante e das

ligações covalentes fortemente direcionais a estrutura das discordâncias são mais complicadas e por isso observaram-se apenas movimentação em dois tipos de discordâncias: em cunha e de 60°. Esta última, representa discordâncias helicoidais com vetor de burgers a 60° em relação a linha de ocorrência da discordância (KOMANDURI et al.1997).

Figura 2.1. Estrutura cristalina do silício

Este modelo proposto por **ALEXANDER & HAASEN (1968)** relaciona a tensão τ , a taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ e a temperatura no ponto de mínimo do escoamento (l_y) para teste de deformações dinâmicas ($\dot{\epsilon} = \text{constante}$) e no ponto de inflexão para testes de fluência estática (s) através das seguintes equações (**SCHRÖTER et al., 1983**),:

$$\dot{\epsilon}_s = C_s \tau_s^{2+m} \exp (-U/kT), \quad (2.1)$$

$$\tau_{ly} = C_{ly} \dot{\epsilon}_{ly}^{1/(2+m)} \exp (U/(2+m) k T) \quad (2.2)$$

com $C_{ly} = C_s^{-1/(2+m)}$

onde U e m são as energias de ativação e o exponencial da tensão da velocidade de discordância v de acordo com

$$v = B \tau^m \exp(-U/kT) \quad (2.3)$$

As discordâncias movem-se através de deslizamento a velocidades as quais dependem da tensão de cisalhamento aplicada, pureza do cristal, temperatura e tipo de discordâncias. Normalmente a velocidade das discordâncias dependem da tensão aplicada.

A interação entre as discordâncias é levada em consideração através de uma tensão efetiva τ_{ef} que age sobre uma única discordância:

$$\tau_{ef} = \tau - A \sqrt{N} \quad (2.4)$$

Nestas equações C_s , C_{ly} , A e B são constantes, k é a constante de Boltzman e N é a densidade de discordâncias. Este conjunto de equações servem para demonstrar a relação existente entre a tensão de escoamento, a taxa de deformação e a temperatura. Sabe-se que, o aumento da temperatura pode reduzir a tensão necessária para iniciar o escoamento. Da mesma forma, o aumento da taxa de deformação pode aumentar a temperatura e, portanto, reduzir a tensão de escoamento. Deve-se lembrar que toda deformação plástica depende do movimento de discordâncias. Além disso, o número de discordâncias aumenta com a deformação plástica assim como sua velocidade depende do número de discordâncias geradas. A validade das equações (2.1) e (2.2) foram confirmadas por diversos estudos. Para mais detalhes vide trabalho de **SCHRÖTER et al. (1983)**.

O movimento de discordâncias em cristais semicondutores tais como Si e Ge, em temperaturas elevadas, foi bastante estudado com intuito de se entender o comportamento mecânico destes cristais (**CASTAING et al. 1981, YONENAGA et alli, 1987, SUZUKI & OHMURA, 1996**). Resultados de ultramicroindentação de

silício (Figura 2.2) confirmaram que a dureza H_v do silício, praticamente, independe da temperatura para valores abaixo de 500 °C (SUZUKI & OHMURA, 1996). Isso quer dizer que o comportamento plástico é muito difícil de ser detectado a essas temperaturas. Pode-se, no entanto, dizer que acima de 500 °C a temperatura passa a exercer influência fundamental no comportamento plástico do silício. Estes resultados mostram que o silício torna-se cada vez mais dúctil a temperaturas acima de 60% do valor da sua temperatura absoluta que para o caso do cristal de Si é de 750 °C (YONENAGA et alli, 1987).

Figura 2.2. Dureza H versus temperatura T , e tensão de cisalhamento crítica τ_c contra T para o plano de escorregamento (110)[111] no silício medidas por CASTAING et al. (1981) para $T < 600^\circ\text{C}$ e MICHEL et al. (1982) para $T > 500^\circ\text{C}$. A dureza Vickers H_v (---) é tomada a partir de dados de NIKITENKO (1967) e por GILMAN (1968) (apud, SUZUKI & OHMURA, 1996)

Em cerâmica, normalmente, o mecanismo de deformação a temperaturas abaixo de $0,6 T_m$ (do inglês "*Melting Temperature*") é o de escorregamento de discordâncias, e a tensão de cisalhamento crítica nestas temperaturas é determinada pelos campos de tensão de baixo alcance no plano de escorregamento, sendo consideradas, principalmente, as tensões de Peierls. Estudos dessa natureza também foram realizados com metais e os valores encontram-se em torno de 68% do valor da

temperatura de fusão para o caso de cristais de Al e Cu (**RAMALINGAN & BLACK, 1973**).

A Figura 2.3 mostra o mapa esquemático da deformação do silício e do germânio (**BLAKE, 1988**). Este diagrama mostra que o escoamento plástico nestes materiais pode ser termicamente ativado. Assim, a região I, na Figura 2.3, mostra uma rápida variação da tensão de cisalhamento crítica (τ/G) com a temperatura. Para determinada temperatura, τ/G é maior quanto mais alta for a taxa de deformação. Onde τ é a tensão de cisalhamento e G é o módulo de cisalhamento.

Com a elevação da temperatura existe, possivelmente, uma região II, onde o comportamento plástico do material torna-se independente da temperatura. Nesse ponto, o escoamento deve ser impedido por campos de tensão de longo alcance criados por defeitos particulares, tais como impurezas precipitadas ou discordâncias paralelas sobre planos de escorregamento vizinhos (**BLAKE, 1988**).

Finalmente, a região III é considerada a região de ocorrência dos processos de fluência ("Creep") podendo ser subdividida em áreas separadas para cada tipo de fluência. Na região III, τ/G decresce novamente em função do aumento da temperatura assim como apresenta dependência da taxa de deformação (**BLAKE, 1988**).

Por fim, devemos esclarecer que a região I é a que deve ser considerada na avaliação do regime dúctil na usinagem do silício, pois o corte é normalmente realizado à temperatura ambiente com elevadas taxas de deformação.

Dessa forma, algumas investigações demonstram que existe a possibilidade de deformar plasticamente monocristais de silício a temperatura ambiente. Este fato foi observado em ensaios de indentação e riscamento de monocristais de silício com cargas muito pequenas.

Figura 2.3. Mapa esquemático para a deformação do Silício (EVANS & LANGDON, 1976, apud BLAKE, 1988)

MINOWA & SUMINO, (1992) observaram a formação de ranhuras suaves deixadas em uma superfície polida de silício pelo arraste de uma ponta de diamante com cargas de 1 e 2 g. Da mesma forma, foi relatado por PETHICA et al., (1983) que na indentação de amostras de silício, com carga de 14 mN ($\sim 1,4$ g), detectaram a marca da indentação livre de trincas com $0,3 \mu\text{m}$ de profundidade.

Diversos pesquisadores investigaram a deformação plástica e a geração de discordâncias sob indentadores de diamante com pequenas cargas em superfícies de Si e Ge (ROBERTS et alli 1985, JOHANSSON & SCHWEITZ, 1988). Os resultados sinalizavam para o fato de que o escoamento plástico em monocristais semicondutores poderia ocorrer a temperatura ambiente. Este tipo investigação também foi aplicada para o estudo do comportamento plástico observado em cristais semicondutores usinados (JOHANSSON & SCHWEITZ, 1989).

Atualmente, a lista de materiais frágeis que podem ser usinados com ferramentas de diamante apresenta novos materiais. As aplicações destes materiais considerados tipicamente frágeis estão relacionadas com a óptica de transmissão como pode ser observado pela Tabela 2.1.

Materiais como Niobato de Lítio aparece como um material muito atraente para fabricação de “eletro-optic switching” para o infravermelho (IV) e visível

devido a sua baixa voltagem de operação e absorção óptica. **KODERA et al. (1986, apud FUCHS et alli, 1992)** estudaram a usinagem de Niobato de lítio para fabricação de lentes geodésicas. O Fosfato de dihidrogênio potássio (KDP) e o LAP (L-Argnina fosfato), entre outros cristais foram torneados com ferramentas de diamante visando aplicações ópticas (**FUCHS et alli, 1986,1989**).

O acabamento de ultraprecisão de materiais semicondutores, tanto em termos do controle da planicidade de forma como na rugosidade superficial, e estrutura cristalina com danos mínimos à subsuperfície, continua sendo de grande interesse. **NAKASUJI et al. (1990)**, relata resultados de acabamento de superfícies de LiNbO_3 , Ge e Si, após o torneamento com ferramenta de diamante.

TABELA 2.1. Lista dos materiais frágeis usinados com ferramentas de diamante e algumas aplicações.

	Campo de aplicação	Materiais
Óptica de transmissão	Lentes de Fresnel	Monocristais: Silício,
	Lentes ópticas	Germânio, Cleartran,
	para aplicação em IV	GaAs, ZnS, LiNO_3 ,
	Lentes para fotocélulas	CdS, LAP, KDP
	Lentes para aplicação em	Amorfos: Vidros
	Laser	ópticos, Zerodur, Sílica
	Componentes ópticos para CD Players	Fundida

As propriedades mecânicas, importantes para avaliação do comportamento do silício quando submetido à usinagem, serão apresentadas nos próximos capítulos.

2.2 MECANISMOS DE REMOÇÃO DE MATERIAL NO TORNEAMENTO

No corte dúctil dos metais, existe um plano de cisalhamento que passa por um ponto de concentração de tensão no material. Quando o material (a ser removido da superfície) se aproxima deste plano de cisalhamento ele sofre cisalhamento puro através de um plano muito delgado de cisalhamento (SHAW, 1984). O cavaco então passa pela face de saída da ferramenta e uma superfície ondulada forma-se na parte posterior do cavaco resultante de uma deformação não homogênea presente no processo.

A deformação do material na usinagem dúctil é geralmente representada por um modelo ortogonal bidimensional da geometria do processo de corte como ilustrado pela Figura 2.4. O material na região delimitada pela espessura de cavaco indeformado (t) à frente da ferramenta será separado da peça pela aresta de corte e face de saída da ferramenta. V_c e V_s representam as velocidades do cavaco e do cisalhamento, respectivamente. A linha AB e o ângulo ϕ representam o plano e ângulo de cisalhamento, respectivamente.

Figura 2.4. Modelo de corte ortogonal bidimensional.

No modelo clássico, proposto por **MERCHANT (1945)**, existe uma região

delgada chamada de plano de cisalhamento onde o material sofre deformação. Logo que o material alcança o plano de cisalhamento, e não antes disso, ele é cisalhado e move-se sem distorções posteriores. Todo plano do material é deslocado desta maneira como se fosse um baralho de cartas extremamente delgadas.

Neste modelo o cavaco pode ser diversas vezes mais espesso do que a profundidade de corte pois a espessura do cavaco depende somente do ângulo do plano de cisalhamento ϕ (SHAW, 1984). O ângulo ϕ assume um valor de forma a minimizar o trabalho realizado durante o corte. Uma zona secundária de deformação ocorre onde o cavaco é forçado a mover-se sobre a face de saída da ferramenta; nesse ponto considera-se que o material seja friccionado sobre a superfície de saída ferramenta, com forças de atrito significativas (SHAW, 1984).

O processo de formação do cavaco é caracterizado por diversos fatores:

- 1) Deformações extremamente elevadas (200-300%)
- 2) Taxas de deformação excepcionalmente altas ($10^4 - 10^6 \text{ s}^{-1}$)
- 3) Fricção ou adesão de uma superfície recém formada, sobre a face de saída a qual é quimicamente limpa e ativa.
- 4) O contato por fricção existe também entre a superfície recém criada e uma pequena porção da face de folga da ferramenta, provocando desgaste nessa região da ferramenta.

O modelo de **MERCHANT (1945)** permite o cálculo da deformação por cisalhamento, das componentes de velocidade de cavaco e componentes de força a partir das forças e parâmetros que podem ser mensurados tais como a força tangencial, a força normal, o ângulo de cisalhamento e o ângulo de saída. A taxa de deformação pode ser calculada quando o espaçamento dos planos de cisalhamento (ou a espessura da zona de deformação) for conhecido. A Figura 2.5 mostra o diagrama de forças para o corte ortogonal.

Com auxílio da Figura 2.5, o ângulo de cisalhamento pode ser obtido como:

$$\tan \phi = \alpha \cos \gamma / (1 - \alpha \sin \gamma) \quad (2.5)$$

onde $\alpha = t/t_c =$ razão de corte

t é a espessura do cavaco indeformado (profundidade de corte), t_c é a espessura do cavaco, e γ é o ângulo de saída.

Para uma determinada espessura de corte (profundidade de corte) e um ângulo de saída γ , quanto maior o ângulo de cisalhamento mais longo será o cavaco produzido por unidade de comprimento de corte. Como neste modelo de corte o comprimento do cavaco não pode exceder o comprimento de corte, o ângulo de cisalhamento máximo é conseguido dividindo-se ao meio o ângulo entre a face de saída da ferramenta e a superfície a ser usinada.

A tensão de cisalhamento, τ , e a tensão normal σ sobre o plano de cisalhamento podem ser escritos como

$$\tau = F_s/A_s = (F_h \cos \phi - F_v \sin \phi) \sin \phi / bt \quad (2.6)$$

$$\sigma = F_{ns}/A_s = (F_h \sin \phi + F_v \cos \phi) \cos \phi / bt \quad (2.7)$$

onde F_s , F_{ns} são as forças de cisalhamento e normal no plano de cisalhamento, respectivamente, e b é a largura do corte.

A formação do cavaco consiste do cisalhamento, na zona de cisalhamento, e no deslizamento do cavaco ao longo da face de saída da ferramenta. Estas são as duas principais zonas de dissipação de energia, que ocorrem em profundidades de corte convencionais.

As pesquisas sobre o mecanismo de formação do cavaco durante o torneamento com ferramentas de diamante, é uma das principais áreas de interesse

para concentrar esforços procurando dominar o conhecimento sobre o mecanismo para aperfeiçoar a precisão/qualidade do processo e melhorar o acabamento superficial, uma vez que este processo ocorre com dimensões muito reduzidas e a observação deste fenômeno mantém-se praticamente impossível até o momento (RHORER & LUCCA, 1990).

Figura 2.5 Diagrama de força para o corte ortogonal.

Os cavacos gerados no torneamento de ultraprecisão com ferramenta de diamante apresentam algumas similaridades com a usinagem convencional. No entanto, as diferenças existem devido aos seguintes aspectos:

- i) a espessura nominal de corte geralmente é muito pequena (μm a nm);
- ii) a integridade superficial da peça final é normalmente fator crítico (LUCCA et al., 1995; BISMAYER et al., 1994);
- iii) a ferramenta de diamante apresenta condutividade térmica muito elevada (isso altera a distribuição de temperatura na zona de corte quando comparada com a usinagem convencional) (LUCCA & SEO, 1989, 1993, 1994) e;
- iv) recuperação elástica ao redor da aresta de corte torna-se relevante (e portanto o raio da aresta da ferramenta ou a afiação passam a afetar o processo) (IKAWA et al., 1987, 1991; MIYAMOTO et al., 1990).

O cavaco formado na operação de torneamento de face com ferramentas com pontas circulares, apresenta uma redução na espessura ao longo da largura de corte. A Figura 2.6 a) apresenta um exemplo típico de cavaco de uma Liga de Al-Mg observado através de MEV. A superfície lisa do cavaco, que é espelhada, corresponde a parte do cavaco que desliza sobre a face de saída da ferramenta. O outro lado do cavaco, denominado superfície livre, é formado na face oposta a face de saída da ferramenta. Este lado não é liso e brilhante como o primeiro e apresenta uma estrutura padrão lamelar. Estas lamelas correspondem ao que inicialmente se denominou de “cartas infinitesimais”. A seção transversal que mostra as lamelas pode ser melhor observada na Figura 2.6 b). Esta vista mostra altura da lamela que pode ser considerada a área do plano de cisalhamento envolvido na sua formação.

A dimensões dessas lamelas podem sofrer variação decorrentes da variação das condições de usinagem. A espessura das lamelas podem decrescer com a diminuição da espessura nominal de corte. Em outras palavras, se tomarmos como modelo o corte ortogonal, quanto menor a profundidade de corte, menor será a espessura dessas lamelas. Dessa forma, a formação destes pequenos blocos de material que compõe o cavaco também poderão sofrer a influência do ângulo do plano de cisalhamento assim como da orientação cristalográfica (**BLAKE & SCATERGOOD, 1986; KÖNIG & SPENRATH, 1991**).

(a)

(b)

Figura 2.6. Cavaco de uma liga Al-Mg observado através do MEV. a) os dois lados do cavaco podem ser observados, o lado liso e a estrutura lamelar no lado oposto; b) seção transversal do cavaco mostrando a altura da lamela.

2.3 MODELOS DE CORTE PARA USINAGEM DE MATERIAIS FRÁGEIS

2.3.1 MODELO DE BLAKE (1988)

Em 1988, P.N. BLAKE sugeriu um modelo de corte para o processo de torneamento em regime dúctil de materiais frágeis com ferramenta de ponta única de diamante. Este modelo foi proposto a partir da posição de transição dos danos por microfratura observados sobre o perfil da ferramenta impresso na superfície da peça usinada em ensaios de corte interrompido (ECI). A idéia chave é apresentada na Figura 2.7.

Sobre esse segmento de arco, denominado de ombro não cortado, a severidade dos danos decresce da parte mais alta até o ponto onde ocorre a transição frágil para dúctil (Figura 2.8). Para determinados parâmetros de usinagem, existe uma profundidade crítica de corte (y_c) ou espessura de cavaco ($t_{ef} = t_c$) abaixo da qual os danos por fratura não ocorrem. Esta seria uma adaptação para a usinagem de precisão baseada na relação entre propriedades proposta a partir da seguinte equação:

$$t_c = \psi (E/H) * (K_c/H)^2 \quad (2.8)$$

esta equação representa a profundidade crítica de penetração t_c para o início de trinca durante a indentação (LAWN & EVANS, 1977), onde ψ é uma constante adimensional dependente da geometria da indentação, H é a dureza, K_c é a tenacidade à fratura, E é o módulo de elasticidade. O fator $(K_c/H)^2$ é colocado por causa de necessidades dimensionais. A razão E/H é similar para qualquer material cerâmico, no entanto, a tenacidade à fratura e a dureza emergem como propriedades chaves do material.

Quando $t_{ef} < t_c$, ocorre a resposta dúctil ao longo de todo o raio de ponta da ferramenta, enquanto que, quando $t_{ef} > t_c$, ocorre a fratura, resultando na zona de danos por microfratura mostrada esquematicamente na Figura 2.8. O embasamento

para tal modelo é derivado do fato de que existe uma linha de transição de danos bem definida, que pode ser observada à distância W_d do centro da ferramenta, na região do ombro, em ensaios de corte interrompidos (Figura 2.9).

Figura 2.7. Geometria do corte vista no plano normal à direção de corte. A secção transversal do cavaco na região do ombro não cortado possui uma espessura efetiva variável (t_{ef}) como mostrado. R_p é o raio de ponta da ferramenta e a_p é a profundidade de corte.

Diversas características do modelo de corte devem ser observadas. Inicialmente, $t_{ef} = t_c$ define a condição de transição frágil-para-dúctil, com y_c emergindo como o parâmetro de profundidade crítica. A profundidade nominal de corte (a_p) não é relevante segundo o autor deste modelo. O avanço f é importante por que ele muda a posição do ângulo θ no qual $t_{ef} = t_c$ (Figura 2.10, para maiores detalhes vide apêndice do artigo de **BLAKE & SCATTERGOOD, 1990**). Com o aumento do avanço, t_c move-se na direção descendente no sentido da linha de centro da ferramenta. E assim, a zona de danos por microfratura de profundidade y_c , produzida em t_c , irá replicar-se abaixo do plano de corte da superfície mostrada na Figura 2.8, e o acabamento superficial irá conter danos por “pitting” (Figura 2.11) induzidos por microfratura. A condição de usinagem estará então fora do regime dúctil.

Figura 2.8 . Modelo para usinagem em regime dúctil. Para a condição em que $t_{ef} > t_c$, uma zona de danos por microfratura é formada ao longo da ponta da ferramenta. O corte dúctil sem fratura ocorre somente ao longo da porção inferior da secção transversal do cavaco onde $t_{ef} < t_c$. Se os danos por fratura replicarem-se abaixo do plano de corte da superfície, a superfície acabada apresentará danos por microfratura. A profundidade da zona de danos formada em t_c é denotada como y_c .

O regime dúctil não pode ser visto especificamente como um regime dentro do qual o material será removido apenas no modo dúctil. A remoção de material, observado sobre o ombro de corte acima de t_c , irá ocorrer através de uma combinação de plasticidade e microfratura extensiva.

Caso esses danos por fratura não se reproduzirem ultrapassando a linha de corte da superfície, como deve ser o caso para a usinagem em regime dúctil, ele então será irrelevante pois será removido por passos subseqüentes da ferramenta.

A usinagem em regime dúctil será, assim, uma interação entre o perfil da geometria da ferramenta e o avanço, os quais determinam a secção transversal do cavaco e o parâmetro de profundidade crítica t_c que ditará o início da fratura.

Figura 2.9. Micrografia mostrando a região do ombro produzido durante o ensaio de corte interrompido. O diagrama esquemático mostrado logo abaixo da fotografia representa a vista da secção transversal da região do ombro não cortado formado pelo recuo da ferramenta. Z corresponde a distância a partir do centro da ferramenta até a linha de transição de danos.

A relação entre t_c e W_d será da seguinte forma:

$$t_c = f(W_d + f) / R_p \quad (2.9)$$

onde $f/R_p \ll 1$ e W_d será $\gg f$ para os ensaios.

Figura 2.10. Diagrama esquemático da geometria de corte usada para derivar as equações.

Por causa das características de ferramentas com raio de ponta circular, a projeção da ponta da ferramenta na verdade apresentaria um perfil muito mais elíptico do que circular. Segundo o autor deste modelo, o fator de correção seria pequeno e portanto foi desprezado. A linha de transição dos danos para a região dúctil que determina o valor de W_d foi definido pelo critério de que a posição média da linha seria ajustada pelo terceiro “pit” observado sobre o ombro, em relação ao centro da ponta da ferramenta.

Para o modelo de **BLAKE**, os danos induzidos por fratura seriam os “pittings” visíveis através de microscopia óptica ou de varredura sobre a superfície usinada (Figura 2.11). O mesmo formalismo e estrutura do modelo poderia ser usado para outros métodos de inspeção de danos, por exemplo, danos revelados por ataque químico ou “etching”.

Figura 2.11. Danos induzidos por fratura sobre a superfície observados através de Microscopia Eletrônica de Varredura.

Em trabalho recente sobre superfícies de Si retificadas e polidas, onde as secções transversais das amostras foram analisadas através de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), os autores sugeriram que a subestrutura da superfície consistiria de uma camada de discordâncias estendendo-se alguns décimos de micrometro abaixo da superfície acabada e, com condições mais severas, haveria danos severos por microtrincas (JOHANSEN & SCHWEITZ, 1988, 1989).

Para finalizar o autor deste modelo de corte faz uma consideração com relação ao modelo para o processo de usinagem. A figura 2.12 mostra um corte ortogonal da região de usinagem, à profundidade $t_{ef} > t_c$ ao longo da ponta da ferramenta. Uma zona de deformação elastoplástica e de fratura ocorre em um volume de controle ao redor da ponta da ferramenta. A análise elásto-plástica do campo de deformação por tensões exigiria a aplicação de técnicas específicas tais como do método de elementos finitos. A geometria apresentada na Figura 2.8, a qual é usada em conjunto com a equação (2.9) para desenvolver a técnica para medir t_c a partir do ECI, é vista no plano normal à direção de corte. Dentro da estrutura deste modelo, a localização da zona de danos por microfratura no campo de deformação-

tensão na Figura 2.12 não pode ser identificado. Efeitos tais como a interação por ondas de choque dinâmicos estariam implicitamente incluídos na determinação de t_c .

Figura 2.12. Vista lateral do modelo mostrado na Figura 2.8. O movimento do avanço está ortogonal ao plano. Isto pode ser considerado o corte quasi-ortogonal com profundidade de corte $a_p = t_{ef}$, na posição correspondente θ ao longo da ponta da ferramenta. Danos por microfratura iniciam na zona de deformação elastoplástica quando $t_{ef} > t_c$.

2.3.2 MODELO DE BLACKLEY (1991)

A Figura 2.13 é a base para o novo modelo fenomenológico do processo de usinagem. Soma-se à geometria anterior o parâmetro de profundidade de danos subsuperficiais, y_c , como parâmetro para formulação deste modelo. A inclusão deste parâmetro seria importante pois y_c move-se ao longo do ombro em combinação com t_c quando avanços diferentes são usados. Quando avanços pequenos são usados t_c está localizado na região superior do ombro e os danos subsuperficiais não afetam a superfície final. Isto ocorre porque os danos subsuperficiais são removidos com os passos sucessivos da ferramenta.

Figura 2.13. Geometria de corte usada para derivar o modelo de corte. A projeção é feita ao longo da direção de corte com a profundidade de corte efetiva sendo a distância crescente a partir do centro da ferramenta.

No entanto, quando o avanço é aumentado t_c move-se na direção descendente do ombro e a profundidade de danos subsuperficiais, y_c , associada a essa variação do avanço começa a reproduzir-se na superfície acabada, isto é, a superfície final apresenta danos por fratura (Figura 2.11).

Segundo **BLACKLEY & SCATTERGOOD (1991)** o modelo de Blake não considera y_c nas formulações propostas para explicar seu modelo, assim como não explicava a mudança aparente do seu valor com a variação do avanço no valor calculado de t_c . É importante notar que o parâmetro t_c representa uma espessura crítica de corte para o início da fratura. Ambos, t_c e y_c , dependem de uma relação complexa do estado de tensão na ponta da ferramenta. O aumento de t_c poderia conduzir a um aumento nas forças de corte e assim representar um acréscimo em y_c .

A nova equação do modelo foi derivada de forma que t_c e y_c pudessem ser obtidos usando os parâmetros de corte conhecidos, ou seja, o raio de ponta, avanço e a localização da transição frágil dúctil, W_{def} .

Considerações cuidadosas da geometria na Figura 2.13 são necessárias. A derivação completa da equação (2.10) é dada no apêndice do trabalho de **BLACKLEY & SCATTERGOOD, (1991)**.

$$([W_{def}^2 - f^2]/R_p^2) = a_p^2/f^2 - 2([a_p + y_c]/R_p) \quad (2.10)$$

Quando $([W_{def}^2 - f^2]/R^2)$ versus $1/f^2$ é plotado, o resultado é uma linha reta onde t_c será a inclinação e y_c poderá ser obtido da intersecção. Valores de t_c e y_c são parâmetros “mecanicistas” dos danos e representativos das condições de usinagem e da geometria da ferramenta.

Além disso fazendo $W_{def} = 0$ na equação (2.10), um valor limitante para a taxa de avanço pode ser obtido, o qual caracteriza o processo de usinagem em termos dos valores calculados de t_c e y_c .

Quando $W_{def} = 0$ na equação (2.10), f_{max} será

$$f_{max} = t_c (R_p)^{1/2} * (1/2(t_c + y_c))^{1/2} \quad (2.11)$$

f_{max} é o máximo avanço da ferramenta no qual a transição frágil-dútil move-se sobre o plano de corte. Este parâmetro é dependente do número de “pits” para marcar esta posição, isto é, em f_{max} a quantidade de “pitting” sobre a superfície equipara-se com o número mínimo de “pits” utilizado para estabelecer a linha de transição dos danos na região do ombro não cortado.

O uso de ensaios de corte interrompido (ECI) e as medidas na região do ombro onde ocorre a transição de frágil para dútil é um procedimento determinístico que prova ser útil no estabelecimento de um critério de usinabilidade, por ser difícil inspecionar superfícies usinadas com grandes dimensões para o propósito de estabelecer uma taxa de avanço precisa. Além disso, se outro critério para a transição de danos fosse usado para a região do ombro, como por exemplo o ataque químico (“etching”) para revelar microtrincas subsuperficiais, então uma taxa de avanço

limitante para este tipo de danos pode também ser estabelecida usando o modelo desenvolvido nesta investigação.

A Tabela 2.2 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. Estes 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 encontra-se na faixa 50 nm até 290 nm.

Tabela 2.2 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 (ap) (μm)	Autor /ano
50< t_c <250	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p= 3,175\text{mm}$	Si(100)	2,5-7,5	10	Blake, 1988
100	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p= 0,762\text{mm}$	Ge(100)	2,4	10	Blackley & Scattergood 1991
290	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p= 3,175\text{mm}$		4,26		
160-190	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p= 3,175\text{mm}$	Ge(100)	1,25-5,0	10	Blackley & Scattergood 1994
180	$\gamma = -30^\circ$ / $R_p= 3,175\text{mm}$	Ge(100)	7,0	10	Tidwell & Scattergood 1991
88		Ge(110)	5,6		
140		Ge(111)	11,3		
95	$\gamma = -25^\circ$ / $R_p= 1,0\text{mm}$	Ge(111)	-	-	Nakasuji et al 1990
221	$\gamma = -25^\circ$ / $R_p= 0,8\text{mm}$	Ge(110)	-	-	
167	$\gamma = -25^\circ$ / $R_p= 0,8\text{mm}$	Ge(100)	-	-	
57< t_c <91	$\gamma = -25^\circ$ / $R_p= 0,8\text{mm}$	Si(111)	0,5 - 2,0	3.3 -5.5	

A estimativa do valor de t_c foi obtida utilizando a seguinte equação (BLACKLEY & SCATTERGOOD, 1994):

$$t_c = W_d * f / R_p \quad (2.12)$$

onde W_d é a distância entre o centro da ferramenta e o ponto da transição julgado sobre o ombro não cortado descrito na Figura 2.9; f é a taxa de avanço, R_p é o raio de ponta da ferramenta.

2.4 MECANISMO DE REMOÇÃO DE MATERIAL EM USINAGEM DE MATERIAIS FRÁGEIS

O torneamento com ferramentas de diamante de metais não-ferrosos, tais como níquel e cobre eletrolítico, platina e ligas de alumínio, estimulou a realização de diversos trabalhos que buscaram entender o processo de usinagem em termos do mecanismo de remoção de material.

Estes materiais apresentavam excelentes resultados na fabricação de espelhos ópticos, onde tolerâncias de forma de alguns centésimos de micrometro e rugosidade superficial R_a menores que 10 nm, eram normalmente alcançadas.

Aspectos relevantes concernentes ao desgaste da ferramenta, efeito das propriedades do material, forças de usinagem, nível de acabamento, integridade superficial, técnicas de caracterização, entre outros aspectos, foram pesquisados (JASINEVICIUS, 1994).

Todavia, a preferência pelo uso de materiais cerâmicos e/ou vidros ópticos, para aplicação como espelhos no espectro visível e lentes para aplicações em óptica de transmissão, estimulou a procura por novos processos de fabricação para conformar estes materiais.

Se por um lado, a fragilidade torna a usinagem extremamente dificultosa, por outro, a demanda por componentes produzidos a partir destes materiais tem crescido de maneira muito rápida, justificada pelas propriedades ópticas, mecânicas, eletrônicas e físicas oferecidas além da estabilidade dimensional.

A procura por processos de fabricação que se ajustem adequadamente à conformação de produtos a partir de materiais tipicamente frágeis, tem feito com que o entendimento preciso dos mecanismos envolvidos na interação ferramenta/material torne-se objeto de muitas pesquisas.

A princípio, estes materiais não eram considerados apropriados para serem usinados através de processos como torneamento por serem facilmente destruídos quando se tentava usiná-los. Contudo, descobriu-se que, vidros entre outros materiais frágeis, nem sempre manifestavam, predominantemente, a fratura frágil quando usinados com condições de usinagem menores que 1 μm de profundidade.

Resultados similares verificados em ensaios de microindentação com cargas da ordem de gramas e profundidades de penetração em torno de 1 μm proporcionavam embasamento experimental para os resultados obtidos. Posteriormente, quando os indentadores eram movidos com cargas constantes, observava-se que, ao invés de ocorrer fratura frágil, o material era “amontoad” de ambos os lados no local onde o indentador atuava (MARSH, 1964). Tal fenômeno também foi observado no riscamento (CHAO & GEE, 1989), no torneamento com ferramenta de diamante (PUTTICK et al., 1989; BLAKE, 1988) e na retificação (BIFANO et al., 1988).

Baseando-se nestas constatações, tornou-se evidente a possibilidade de usinar materiais frágeis dentro de um regime considerado dúctil. Para que isso ocorresse, profundidades de corte combinadas com condições de processo (geometria e forma da ferramenta, velocidade de corte, avanço, refrigeração) deveriam ser convenientemente escolhidas, objetivando-se a remoção do material, predominantemente, através de deformação plástica ao invés de fratura frágil.

Apesar dos grandes avanços conseguidos através de pesquisas em usinagem de materiais frágeis, alguns pesquisadores acreditam que seja possível afirmar que o processo de usinagem em regime dúctil seja capaz de produzir acabamento superficial com qualidade óptica em materiais frágeis podendo apresentar vantagens superiores como processo de usinagem (CHAO, 1992).

Isto se justifica pela possibilidade de se produzir lentes anesféricas de forma econômica e determinística, reduzindo assim o custo e peso de componentes ópticos multi-elementos.

Tendo em vista a necessidade de se usinar materiais frágeis no regime dúctil, o entendimento profundo do mecanismo de remoção de material através do escoamento plástico torna-se fundamental. Existem ainda poucas publicações que discutem os mecanismos relacionados a deformação do material envolvidos na usinagem para obtenção de superfícies livres de danos.

O torneamento de materiais frágeis em regime dúctil com ferramenta de ponta única de diamante pode ser descrito através de mecanismos de remoção de material propostos para metais. Porém, deve-se ressaltar que normalmente dois mecanismos de remoção devem estar envolvidos na usinagem de materiais frágeis, o regime dúctil e o frágil.

A seguir será discutido o mecanismo de sulcamento observado quando se utiliza profundidades de submicrométricas.

2.4.1 SULCAMENTO (“PLOUGHING”)

O mecanismo de formação do cavaco é um processo muito importante que deve receber maior atenção quando ocorre com espessura nominal de corte submicrométricas. A descrição usual do processo de corte considera a ferramenta como sendo infinitamente afiada, desconsiderando o pequeno arredondamento sobre a extremidade da aresta de corte.

Por causa da existência do raio da aresta de corte, o comportamento do material nas imediações da porção mais inferiores da aresta da ponta da ferramenta, abaixo da qual não há ocorrência da ação do corte, deve ser considerado no corte com espessuras submicrométricas. O plano tangente à parte arredondada da aresta neste ponto é considerado o ângulo de saída efetivo (γ_{ef}) nesta região, como mostra a Figura 2.14.

A usinagem de ultraprecisão com ferramentas de diamante ou rebolos diamantados, produzem cavacos muito finos. Quando a espessura do cavaco alcança valores menores do que 1 μm , a tensão de cisalhamento no material a ser cortado e

na ferramenta aumentam drasticamente e tornam-se extremamente elevadas, o que pode acelerar o processo de desgaste na ferramenta. A razão para a ocorrência destes fenômenos é que com espessuras nominais de corte menores que $1\ \mu\text{m}$, a distribuição de discordâncias móveis nos cristais (no caso de metal) aproxima-se de zero e as forças de corte terão que vencer as grandes forças das ligações atômicas dentro do cristal (MCKEOWN, 1986).

Figura 2.14. O mecanismo de “*ploughing*” para o caso onde o raio da aresta de corte é da mesma ordem de grandeza da profundidade de corte.

Da mesma forma, um ângulo de saída muito negativo, que implica em elevadas tensões compressivas à frente da ferramenta, poderá até suprimir o mecanismo de formação do cavaco. Para uma dada condição de corte, existe um ângulo de saída negativo crítico para a ferramenta, abaixo do qual, o mecanismo predominante será o sulcamento (“*ploughing*”).

O sulcamento pode assim, ser resultante tanto de um ângulo de saída muito negativo ou de um ângulo de saída negativo “efetivo”, o qual existe quando o raio da aresta de corte é da ordem da profundidade de corte no corte ortogonal, para o estudo do torneamento de face o parâmetro profundidade de corte equivale à taxa de avanço da ferramenta.

Considerando somente esta região da ferramenta, a pressão ocorrerá ao longo da porção arredondada, mas a direção desta pressão é diferente daquela sobre

a face de saída da ferramenta e varia de um ponto para o outro. Além disso, o coeficiente de atrito sobre a superfície arredondada da extremidade da aresta deve apresentar valor diferente daquele sobre a face de saída da ferramenta, especialmente se existir uma aresta postiça de corte cobrindo esta porção da ferramenta como geralmente ocorre no corte de metais.

No sulcamento, o material será plasticamente empurrado para os lados (lembrando o mecanismo de arar o solo, de onde advém esse termo do inglês), pela face de saída da ferramenta deixando um “sulco” sobre o material. A remoção de material nesse caso pode se resumir a pequenas rebarbas, atadas ao material escoado para as laterais, ou então apenas compactado nessa região. Isto pode ser observado na **Figura 2.15**. Nesse caso o corte foi realizado com profundidade de corte de 250 nm e avanço de 1,25 $\mu\text{m}/\text{rev}$. Este mecanismo de remoção de material ocorre portanto, com profundidades e/ou avanços muito pequenos, sendo por isso considerado altamente ineficiente.

Figura 2.15. Superfície de Si cortada com ferramenta de diamante ($R_p = 0,693 \text{ mm}$, $\gamma = -25^\circ$) e avanço de 1,25 $\mu\text{m}/\text{rev}$ e profundidade de corte $a_p = 250 \text{ nm}$.

2.5 TEORIAS ENVOLVIDAS NA TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL

Os materiais considerados tipicamente frágeis apresentam, por definição, propriedades intrínsecas como dureza elevada e baixa tenacidade. Através da curva de tensão-deformação (Figura 2.16) (ZANNOTO & MIGLIORE, 1991), a comparação entre materiais frágeis e dúcteis pode ser realizada. Enquanto o primeiro apresenta apenas o comportamento elástico, o segundo apresenta a região de escoamento, deformação plástica e finalmente a ruptura.

Figura 2.16 Curvas de tensão-deformação para um material frágil e um dúctil (ZANNOTO & MIGLIORE, 1991).

A questão que se coloca em relação a isso é que quando esforços são aplicados a materiais frágeis, estes normalmente apresentam fratura e praticamente nenhum sinal de deformação permanente. Em função disso, pode-se afirmar que a resistência a fratura σ_f seria sempre menor do que a tensão de escoamento hipotética σ_y (GIAVANOLA & FINNIE, 1980). Por outro lado, sabe-se que σ_f é muito

inferior a resistência ideal de cristais semicondutores, de maneira que teríamos a seguinte relação

$$\sigma_f < \sigma_y < \sigma_{ideal} \quad (2.12)$$

Portanto para se produzir escoamento plástico antes da ocorrência de fratura frágil, a parte esquerda da desigualdade (2.12) deveria ser invertida para

$$\sigma_y < \sigma_f < \sigma_{ideal} \quad (2.13)$$

A partir de estudos do comportamento de materiais frágeis durante a indentação, alguns pesquisadores (**PUTTICK, SHAHID & HOSSEINI, 1979, PUTTICK, 1980c**) sugeriram, baseando-se em critérios de energia de deformação, que existia um tamanho crítico da marca de indentação em materiais frágeis abaixo do qual trincas não seriam formadas e o material deformava-se plasticamente. Para o silício, o diâmetro crítico seria de 1 a 10 μm .

Sabe-se hoje, que a resposta de sólidos à indentação forneceu informações imprescindíveis sobre fenômenos como erosão, desgaste, danos por usinagem e resistência superficial a fratura. Existem diversos trabalhos que proporcionam uma quantidade considerável de dados experimentais mostrando variações da microdureza através da indentação em função da carga aplicada (**PETHICA et al., 1983**), temperatura (**SUZUKI & OHMURA, 1996**) e meio onde ocorre o contato superficial (**WHITE et al., 1988**).

A magnitude do campo de tensão elastoplástico assim como a extensão da plasticidade são de relevância primordial ao processo de fratura por indentação. A teoria de sólidos perfeitamente elásticos pôde ser usada para prever as pressões da indentação, utilizando indentadores cônicos ou em forma de cunha ("*wedge shaped*"), a qual depende apenas da geometria do indentador e da tensão de escoamento do material (**JOHNSON, 1970**).

Quando a marca deixada pela indentação era observada através de microscopia eletrônica, esta apresentava uma extrusão plástica do material com

cargas muito pequenas (**HOSSEINI, 1981, PHD THESIS, UNIVERSITY OF SURREY, apud PUTTICK et alli, 1994**).

Estudos mais recentes como o de **CALLAHAM & MORRIS (1992)** comprovam este fenômeno. Da mesma forma, testes de riscamento realizados em silício, com cargas reduzidas, apresentaram a formação de debris (**SCOTT & DANYLUK, 1992**) e escoamento plástico (**MORRIS & CALLAHAM, 1994**) semelhantes ao processo de formação de cavacos em metais dúcteis e ligas.

No entanto, esta plasticidade aparente seria um fato inesperado uma vez que o silício normalmente exibe uma mobilidade de discordâncias muito limitada e comportamento frágil à temperaturas inferiores a 540°C (**SAMUELS & ROBERTS, 1989**). Estes resultados surgiram como grande avanço no estudo do comportamento mecânico de materiais frágeis uma vez que estes cristais, praticamente não apresentavam comportamento dúctil detectável através de ensaios mecânicos a baixas taxas de deformação.

Sabe-se que a marca deixada pelo indentador Vickers produz campos de tensões, que são melhores compreendidos empiricamente do que os formados em amostras usinadas, considerações importantes em relação ao processo de remoção de material puderam ser obtidas pela comparação entre as indentações e amostras usinadas com ferramenta de diamante (**CHAO, 1992**).

O comportamento mecânico de materiais frágeis quando submetidos a usinagem é controlado por mecanismos simultâneos de escoamento plástico e de propagação de defeitos, como por exemplo, microtrincas. Considerando-se isso, a seguir serão apresentadas algumas teorias e resultados experimentais que poderão dar subsídios à interpretação da transição frágil/dúctil de materiais frágeis quando submetidos a processos de deformação.

2.5.1 APLICAÇÕES DE CONCEITOS DA MECÂNICA DE FRATURA À USINAGEM DE MATERIAIS FRÁGEIS

A mecânica de fratura é o estudo de tensões e deformações em trincas estacionárias ou dinâmicas. A previsão da velocidade de propagação de trincas e da variação da resistência mecânica com o tempo é objetivo da mecânica de fratura que, basicamente, provê formas de separar as propriedades intrínsecas do material da distribuição de falhas na estrutura (ZANNOTO & MIGLIORE, 1991).

Os modelos, apresentados para explicar fenômenos que ocorrem durante a usinagem de materiais frágeis, trabalham com a razão entre a tenacidade do material e a dureza, procurando encontrar um meio de aumentar a tenacidade do material ou então diminuir a dureza. Dessa forma, o material escoaria plasticamente antes de apresentar fratura.

A tenacidade à fratura é uma importante propriedade de materiais frágeis e é uma medida da fragilidade (QUINN et al., 1992).

A mecânica de fratura baseia-se na hipótese de que a resistência à fratura de um material é determinada pelo tamanho crítico de uma trinca, porque assume-se que a fratura ocorra pelo deslocamento e tensão na ponta desta trinca. A equação (2.14.) é uma hipótese que relaciona linearmente a tensão de fratura, σ , com um comprimento de trinca a_c (TERPSTRA et al. 1995).

$$\sigma = K_{Ic} \cdot a_c^{-1/2} \quad (2.14)$$

A concentração de tensão na ponta de uma trinca é referenciada como fatores de intensidade de tensão, K_I , K_{II} , K_{III} . Os números subscritos são referentes à direção da aplicação do carregamento relativo à posição da trinca. A Figura 2.17 ilustra esquematicamente estes modos de aplicação de carregamento.

Figura 2.17 Fator de intensidade de tensão para os diferentes modos de carregamento (CALLISTER, 1997).

No Modo I de carregamento, o mais frequentemente encontrado em aplicações de materiais frágeis, o carregamento ocorre pela ação de tensão de tração na direção normal ao plano de trincamento e a fratura ocorre quando o Modo I do fator de intensidade de tensão alcança a tenacidade de fratura K_{Ic} do material.

No Modo II de carregamento, o plano de tensão de cisalhamento ocorre na direção do plano de trincamento e a fratura ocorre no modo II quando o fator de intensidade de tensão supera a tenacidade à fratura K_{IIc} .

No Modo III de carregamento, a ação da tensão de cisalhamento ocorre na direção perpendicular ao plano de trincamento.

O mecanismo de remoção de material na usinagem de material frágil tem sido explicado baseado em teorias da mecânica de fratura. Baseando-se nos resultados de **BLAKE (1988)**, que descobriu que o parâmetro crítico da profundidade de corte no qual os danos ocorriam no silício era 152 nm para condições de corte iguais àsquelas simuladas ($\gamma = -10^\circ$, $\alpha = 16^\circ$, $v_c = 2,1$ m/s e $a_p = 76$ nm, 152 nm e 228 nm), **HIATT & STREKOWSKI, (1991)** simularam a variação de K_{Ic} com o comprimento de trinca para essas três profundidades de corte diferentes. A Figura 2.18 demonstra que

uma trinca existente não se propagaria apesar de seu comprimento para profundidades de corte de 76 nm. O fator intensidade de tensão calculado para a profundidade intermediária (152 nm) aproxima-se bastante de K_{Ic} . Para profundidade de corte de 228 nm, este fator torna-se suficientemente grande para propagar uma trinca. Quando a simulação era feita com ferramentas com ângulo de saída de -30° , resultados similares eram obtidos nos quais a profundidade crítica de corte passava a ser 446 nm. Isto ocorria, segundo os autores, porque tensões de tração não se propagavam tão profundamente na superfície e assim, o fator de intensidade de tensão para uma trinca de um dado comprimento seria reduzido. Da mesma forma, o efeito do aumento do raio da aresta de corte era similar à negatização do ângulo de saída.

Figura 2.18. Variação do fator intensidade de tensão com comprimento da trinca para três profundidades de corte para o Si ($\gamma = -10^\circ$) (HIATT E STREKOWSKI, 1991).

KENDALL (1978) propôs uma argumentação que pode ser a base para utilizar o conceito da profundidade crítica em usinagem de materiais frágeis. Resumindo as idéias do autor: “a deformação plástica é um processo volumétrico; e a energia da deformação plástica é proporcional ao volume que será deformado”. Porém, a energia de deformação por fratura será proporcional à área da trinca. Como o volume sob tensão torna-se menor, a energia da deformação plástica diminui pelo valor da dimensão característica (tensão de escoamento) elevada ao cubo, enquanto que a energia da propagação da trinca diminui pelo valor da dimensão característica ao quadrado. Quando o diâmetro do volume deformado atinge um tamanho crítico

pequeno o bastante, a deformação plástica será energeticamente favorecida sobre a propagação da trinca.

A idéia básica com relação a este conceito foi generalizado por **BIFANO, DOW & SCATTERGOOD 1991**. A transição do regime frágil para o dúctil durante a remoção de material a pequenas profundidades de corte pode ser argumentado simplesmente a partir de considerações da *energia de remoção de material*. Especificamente, para usinagem a profundidades de corte pequenas, demonstrou-se que o escoamento plástico é o processo de remoção de material mais energeticamente favorável do que a fratura. A propriedade do material que caracteriza a resistência ao escoamento plástico é a tensão de escoamento σ_y . A energia (E_p) necessária para deformar plasticamente um volume específico de material (V_p) pode ser escrito como:

$$E_p = \sigma_y * V_p \quad (2.15)$$

A propriedade do material que caracteriza a resistência a fratura é o parâmetro de propagação de trinca de Griffith, G . A energia (E_f) necessária para fraturar é função de uma área (A_f) da nova superfície gerada pela propagação da trinca. Assim:

$$E_f = G * A_f \quad (2.16)$$

Para a profundidade de usinagem a_p , torna-se razoável assumir que a ordem de magnitude de ambos, V_p e A_f , sejam determinados pela profundidade de corte a_p . Isto é:

$$\begin{aligned} V_p &\sim a_p^3 \\ A_f &\sim a_p^2 \end{aligned}$$

A relação das energias de remoção de material, então, é dada por

$$\frac{\text{Energia par Escoamento Plástico}}{\text{Energia de Fratura}} \sim E_p / E_f \propto a_p \quad (2.17)$$

Consequentemente, quando a escala de usinagem diminui, o escoamento plástico torna-se um mecanismo de remoção de material mais energeticamente favorável. A profundidade específica na qual a transição frágil-dúctil ocorre seria função de propriedades intrínsecas do material que rege a deformação plástica e a fratura.

A análise da profundidade crítica não faz qualquer consideração com relação a facilidade do escoamento plástico ou movimento de discordâncias. Ela é simplesmente a conceituação do efeito de escala; e pode-se concluir que ela seja suficiente para deformação plástica ocorrer no silício em condições de pressão e temperatura ambiente. Mas a presença de altas pressões hidrostáticas compressivas adicionaria energia suficiente que poderia suprimir a fratura e assim aumentar a profundidade crítica de corte. Da mesma forma, temperatura elevada reduziria a tensão de escoamento, abaixando assim a dureza e a energia de deformação elástica por unidade de volume e aumentaria a tenacidade a fratura. Em geral qualquer efeito que aumentasse $[Kc/H]$, aumentaria a profundidade crítica.

Acredita-se, atualmente, que a ductilidade em materiais frágeis pode estar relacionada a uma transformação de fase que ocorre com materiais como Si, Ge, etc. onde a estrutura do material muda da estrutura cúbica do diamante para a do β -Sn que é metálica. Apesar disso, a mecânica de fratura continua sendo adequada para explicar a fratura observada na usinagem de material frágil.

A seguir serão discutidos algumas técnicas que mostram alguns cristais semicondutores que sofrem esta transformação quando submetidos a elevadas pressões hidrostáticas.

2.6 ESTUDOS SOBRE O COMPORTAMENTO DOS SUBSTRATOS DE MONOCRISTAIS SEMICONDUTORES SUBMETIDOS A ALTAS PRESSÕES

2.6.1 ESTUDOS ATRAVÉS DE ALTAS PRESSÕES

Os cristais semicondutores, tais como o Si e Ge, apresentam estrutura cristalina cúbica do diamante. Estes cristais apresentam comportamento muito particular quando submetidos a altas pressões hidrostáticas. Segundo **MINOMURA & DRICKAMER (1962)**, em ensaios em células de pressão, o substrato de Si exibiu uma mudança substancial na resistividade elétrica resultante da compressão com pressões de aproximadamente 20 GPa. Esta mudança na resistividade elétrica de 5 a 6 ordens de magnitude era atribuída a uma transição de fase sólido-sólido do estado semicondutor para metálico. Os autores observaram que quando grandes tensões cisalhantes ou uniaxiais estavam presentes, a mudança ocorria a pressões menores na faixa de 13.5-15.0 GPa.

BUNDY, (1964) observou que o silício sofria uma transição de fase para a estrutura α -Sn a pressões entre 12 e 20 GPa e a temperatura ambiente, o que justificava a queda na resistividade observada anteriormente.

Posteriormente, conseguiu-se demonstrar que a mudança na resistividade seria dependente da magnitude da força de cisalhamento. Forças de cisalhamento maiores reduziam a pressão necessária para causar a mudança na resistividade. Por fim, concluiu-se que a pressão induziria a transformação de fase de semicondutor-para-metal (i.e., Transição de Mott) que, por sua vez, causava a queda na resistividade. Similarmente a este estudo, **WENTORF & KASPER (1963)** descobriram que a mudança na resistividade seria irreversível e lenta assim como fortemente dependente do cisalhamento, do tempo de exposição a alta pressão e da temperatura.

Uma investigação estrutural *in situ* realizada por **JAMEISON (1963)** através de difração de raio X em Si e Ge a altas pressões mostrou que, tanto no Si como no Ge, a fase de alta pressão, responsável pelo aumento inicial na condutividade, era estruturalmente a fase branca tetragonal do β -Sn. A fase β -Sn aparecia no Ge a 12 GPa e no Si em torno de 16 GPa, respectivamente. Todas as linhas indexadas como β -Sn desapareciam quando a pressão era removida. Vários outros trabalhos caracterizaram esta transformação a alta pressão no Si através de diferentes técnicas de caracterização. Estas observações podem ser encontradas resumidas nos trabalhos de **GUPTA & RUOFF, (1980)** e **HU et alli (1988)**.

Após a realização destes ensaios a altas pressões observava-se a formação de uma camada superficial amorfa a qual deveria ser resultante dessa transformação ocorrida. Assim, o caminho inverso também foi tentado. Descobriu-se que ocorreria uma transição de semicondutividade para condutividade metálica em Si e Ge amorfos quando submetidos a altas pressões, isso foi relatado por **SHIMOMURA et alli (1974)**. Esses autores observaram que da mesma forma que ocorre com Si e Ge cristalinos, a resistividade diminui por um fator de 10^6 vezes em pressões elevadas em Si e Ge amorfos. No entanto, as pressões, nas quais as transformações ocorreram, eram inferiores às observadas para Si e Ge cristalinos. A queda na resistividade estaria correlacionada a alta pressão de cristalização da estrutura do β -Sn (fase que apresenta maior densidade), que foi identificada através da difração de Raio-X. A transição de Si amorfo para a estrutura β -Sn e então novamente para a estrutura do Si, descobriu-se ser reversível para pressões até 15 GPa. Embora os resultados para o Germânio fossem mais complicados do que para o Si, a transformação para a fase β -Sn ocorreu com valores maiores do que 10 GPa.

2.6.2 ESTUDOS ATRAVÉS DE INDENTAÇÃO E RISCAMENTO

Estudos utilizando indentação como técnica para observação do comportamento mecânico e medição de propriedades mecânicas de materiais frágeis há muito tempo são realizados. Todavia, tem se tornado cada vez mais evidente que a

indentação do silício seria fortemente influenciada pela transformação de fase induzida por pressão a qual teria papel determinante nas medições de dureza.

GRIDNEVA et alli (1972) foram os primeiros a perceber um efeito incomum durante a microindentação do Si. Segundo este estudo, durante a indentação do Si com indentador Vickers, a resistividade era reduzida para níveis metálicos na área da marca da indentação sugerindo-se que uma camada delgada de material sob o indentador tivesse sofrido uma transição de *semicondutor-para-metal*. Este trabalho foi o primeiro a mostrar que grandes pressões, produzidas durante os ensaios de indentação, eram suficientes para causar a transformação de fase no Si. Isto só havia sido observado antes em estudos sob altas pressões.

GERK & TABOR (1978) observaram que o Si e o Ge eram um dos poucos materiais que durante a indentação sofriam uma transformação de fase. Estes autores, percebendo a similaridade entre os valores relatados de dureza do Si e Ge e as pressões para as respectivas transformações de fase destes materiais (Tabela 2.3), propuseram que sob as condições de medição de dureza, o material ao redor do indentador tornava-se suficientemente dúctil para sofrer escoamento plástico. Dessa forma o material sob o indentador transformava-se da estrutura cúbica do diamante para a fase metálica mais densa do β -Sn, a qual é naturalmente dúctil.

Tabela 2.3. Similaridade entre a pressão de transição e a dureza através da indentação (**GERK & TABOR, 1978**).

Sólido	Pressão de Transição (kbar)	Dureza (indentação) (kbar)
Si	190 (155)*	120
Ge	120	80

*pressão de transição para Si policristalino.

Estes autores sugeriram que o mecanismo de deformação nestes materiais, sob certas condições de indentação, poderiam ser governados pela transformação de fase ao invés dos mecanismos convencionais de escoamento plástico. Estudos teóricos recentes (**GILMAN, 1992**) dão suporte à correlação entre o valor de dureza

obtida por indentação e a pressão de transformação em alguns semicondutores, como pode ser observado na Figura 2.19.

O ciclo *semicondutor cristalino - para - (presumivelmente) metal cristalino - para - semicondutor amorfo* da transformação de fase, não havia sido comprovado nos ensaios com substrato a alta pressão e durante a indentação. Mais tarde, **CLARKE et al., (1988)** confirmaram os resultados encontrados por **Gridneva** e colaboradores de que as indentações induziam a condutividade metálica no Si e Ge. Eles descobriram, através de MET, que o interior da indentação apresentava-se amorfo após a remoção da carga aplicada. Concluiu-se com isso que a fase β -Sn seria a responsável pela condutividade metálica sob o indentador a alta pressão, e que esta fase transformava-se em amorfa durante o descarregamento.

Figura 2.19. Correlação da pressão de metalização quando calculado a partir da teoria de Herzfeld para os cristais do grupo IV e o valor da dureza por indentação Vickers (GILMAN, 1992).

CLARKE et al. (1988) sugeriram duas explicações possíveis para a formação da fase amorfa do silício (e Ge) observada após a indentação. A primeira, usava o argumento da frustração cinética estrutural e a segunda a amorfização induzida por pressão direta (“*direct pressure induced equilibrium amorphization*”). Os autores, baseando-se nas taxas relativamente elevadas de descarregamento empregadas na indentação (≈ 30 milissegundos) e a restrição não-hidrostática imposta sobre a região transformada, propuseram que, em condições de alta pressão, a forma cristalina não poderia sofrer uma retrotransformação rápida o bastante e sem complicações, de maneira que a fase amorfa se formaria metaestavelmente. A segunda explicação possível é que, durante a aplicação da carga a pressão localizada excederia a extensão metaestável da curva *liquidus* sobre o diagrama de fase T-P (Figura 2.20) (**CANNON, 1974**) e que a fase amorfa seria formada diretamente durante o carregamento e persistiria durante o descarregamento por causa da energia térmica insuficiente para permitir o rearranjo para retornar a estrutura cúbica do diamante. Isto seria mais plausível uma vez que a forma líquida do Si e Ge é mais densa do que a forma cristalina cúbica do diamante, de maneira que na equação de Clapeyron a derivada $\partial T_m(P)/\partial P$ seria negativa. Esta inclinação (**CANNON, 1974**) teria um valor a baixas pressões em torno de -58 K/GPa, que extrapolada linearmente para temperatura ambiente, sugere que seria necessária uma pressão de aproximadamente 24 GPa para provocar tal conversão direta. Embora esta pressão seja, consideravelmente, maior do que a dureza aceita para o silício (8.5 GPa), ela seria 30% maior do que as durezas que foram relatadas para o silício medidas com técnicas de microindentação (17 GPa) em dimensões de 50-500 nm, e aquela extrapolada a baixas cargas de indentação (18.5 GPa a $1,7 \mu\text{m}$).

Estudos de indentação realizados com silício conseguiram detectar, durante o descarregamento, esta transformação da fase metálica para amorfa. **PHARR et alli (1989)** observaram que havia uma defasagem (“*reverse thrust*”) que ocorria durante o descarregamento como pode ser visto na Figura 2.21. Em função disso os autores atentaram para o fato de que este fenômeno poderia estar relacionado a transformação de fase ocorrida durante a medição da dureza.

Uma consequência importante da transformação de fase é que a dureza do Si pode, na verdade, ser determinada pela ou limitada a pressão na qual essa transformação ocorre. De acordo com diversos estudos esse efeito ocorre da seguinte forma: a deformação plástica inicial durante a indentação seria acompanhada por uma densificação através da transformação de fase de *semicondutor-para-metal* dúctil. Porém durante o descarregamento ocorreria um aumento no volume causado pela redução de densidade da fase metálica para fase amorfa.

A extrusão plástica do material observada na borda da marca de indentação também tem sido utilizada para dar sustentação a este efeito (CALLAHAM & MORRIS (1992). Deve-se ressaltar que durante a aplicação da carga a fase metálica apresenta volume 22% menor do que a fase cristalina e a fase amorfa uma redução de apenas 8% em relação a fase cristalina (SHEN et al. 1995). Dessa forma, durante a transformação da fase metálica para amorfa o material apresenta uma expansão volumétrica. As evidências obtidas por MINOWA & SUMINO (1992) apoiam essa afirmação uma vez que a observação da secção transversal da superfície riscada apresentava-se plana e sem depressão.

Figura 2.20. Diagrama de fase para o silício (CANNON, 1974).

Por comparação, a dureza do Si medida por outros pesquisadores a partir do tamanho das impressões do indentador, é aproximadamente 8.5 GPa para cargas

grandes (> 10 N), elevando-se para 16.0 GPa para cargas pequenas (0.1 - 1.0 N) (CLARKE et al. 1988). A dureza medida por PHARR et al. (1989) com picos de carga de 120 mN foi de 11.4 GPa. Valores ainda maiores foram obtidos por BHUSHAN & KOINKAR (1994). A Figura 2.22 apresenta o gráfico da dureza e carga normal em função da profundidade de indentação. Observa-se que a dureza à profundidade de indentação de 2.5 nm é de 16.6 GPa decrescendo para 11.5 GPa à profundidade de 12 nm e carga normal de 130 μ N. PAGE et al. (1992) relataram um valor de 14.2 GPa para profundidade de indentação de 20 nm e redução monotônica na dureza para 7.5 GPa a profundidade de indentação de 500 nm.

CALLAHAM E MORRIS (1992) realizaram estudos através de MET sobre indentações em Si mas utilizando pequenas indentações com indentador Berkovich. Com as cargas aplicadas nenhuma discordância foi observada na vista plana, e uma plasticidade significativa resultou em extrusões dúcteis proeminentes. As extrusões e o interior da indentação eram amorfos, e a extensão da transformação de fase era exatamente aquela da área de contato. CALLAHAM & MORRIS (1992) observaram também que no interior da marca deixada pelo indentador havia grãos muito pequenos que correspondiam a silício policristalino com estrutura cúbica do diamante. Estes cristalitos observados sobre as bordas da indentação apresentavam-se aleatoriamente orientados e envoltos em uma matriz totalmente amorfa.

Indentações e riscamentos foram feitos em silício e examinados através de MET com objetivo de estudar os efeitos da abrasão. Os resultados indicaram que a plasticidade em indentações e riscamentos com cargas pequenas em Si foram acomodadas pelo movimento de discordâncias (PUTTICK et al., 1980a). Nenhuma evidência de transformação de fase foi percebida nestes estudos, e a análise do tamanho da indentação e do risco, assim como o fenômeno de trincamento, foram conduzidos usando os mecanismos normais de deformação plástica.

Figura 2.21. Exemplo do comportamento do silício observado na curva de carga-descarga onde é observada uma descontinuidade durante o descarregamento (PAGE et alli, 1992).

Figura 2.22. Nanodureza e carregamento normal como função da profundidade de indentação para amostra de Si(111) (BHUSHAN & KOINKAR, 1994).

A seguir serão apresentados alguns estudos que se aproveitaram desses conceitos para propor um modelo de remoção de material baseados no fato de que a ductilidade apresentada por cristais semicondutores como Si e Ge, durante a usinagem, pode estar relacionada à transformação de fase induzida por pressão.

2.6.3 ESTUDOS ATRAVÉS DA MICROMECAÂNICA DE USINAGEM (FORMAÇÃO DE SUPERFÍCIE / REMOÇÃO DE MATERIAL)

Como explicar a elevada ductilidade apresentada por cristais como Ge e Si durante o torneamento com ferramenta de diamante, cuja principal característica é de ser um material normalmente frágil quando submetido a altas deformações?

Novas teorias tem surgido procurando explicar o fenômeno da ductilidade durante a usinagem de cristais semicondutores. Acredita-se atualmente que a ductilidade destes materiais frágeis pode estar relacionada a uma transformação de fase induzida por pressão. Cristais semicondutores do grupo IV tais como Si, Ge, SiC, etc. sofrem uma transformação de fase onde a estrutura do material muda da estrutura cúbica do diamante para o estado amorfo, existindo uma fase metálica intermediária de β -Sn. Esta fase metálica é considerada responsável pela ductilidade apresentada por estes materiais.

A primeira tentativa de correlacionar este conceito de transição de fase à ductilidade durante a usinagem foi apresentada por **MORRIS et alli (1995)**. As explicações basearam-se em resultados obtidos através de Microscopia Eletrônica de Transmissão e difração de R-X a partir de amostras de cavaco e da superfície de componentes de cristais de Germânio. Segundo os autores, tanto a superfície quanto os cavacos examinados não apresentavam uma estrutura organizada e sim um estado amorfo. Estes fatos levaram os autores a crer que esta “vitrificação” seria resultante de uma transformação de fase induzida por pressão/tensões impostas pela ferramenta de corte.

Além disso, os autores atentaram para o fato de que não havia qualquer evidência de atividade de discordâncias nos cavacos acreditando-se, portanto, que deformações plásticas convencionais neste processo poderiam ser descartadas. Em função disso, para compreender o mecanismo de plasticidade, a microestrutura dos cavacos passou a ser o ponto chave. Segundo os autores, os cavacos de germânio

apresentavam uma fase amorfa que não era resultante de oxidação mas, aparentemente resultante de uma transformação de fase induzida por pressão. Isso também deveria demonstrar que a temperatura no processo não chega a ser suficientemente alta para gerar movimentações de discordâncias.

SHIBATA et alli (1994,1996) observaram em amostras de silício usinadas com ferramenta de diamante que a camada superficial danificada sofria uma alteração estrutural passando da estrutura cúbica do diamante para um estado amorfo. A camada subsuperficial apresentava muitas discordâncias cuja a extensão para o interior do substrato variava de 2 μm a 3 μm , quando a profundidade de corte variava de 100 nm para 500 nm, respectivamente. Em outras palavras, o torneamento no regime dúctil pode ser interpretado através da transformação de fase para um estado amorfo nas imediações da superfície e também a deformação plástica nas camadas subsuperficiais, relacionada com a ativação de sistema de escorregamento (111)[110].

A Tabela 2.4 apresenta, resumidamente, alguns resultados relativos a extensão e tipos de danos encontrados na superfície e sub-superfície através da avaliação das secções transversais de amostras de Si submetidas a processos de deformação. Estes resultados corroboram com o que foi afirmado, ou seja, sempre existe uma camada amorfa a qual deve ser responsável pela resposta dúctil observada durante a deformação/remoção de material e uma sub-camada que apresenta defeitos decorrentes da geração de discordâncias. Esta pode ser considerada a evidência de que existiria dois mecanismos de deformação plástica envolvidos, um à profundidades submicrométricas relacionado a transformação de fase induzida por pressão/tensão e o outro, a profundidades micrométricas, relacionado à ativação de sistemas de escorregamento.

Tabela 2.4. Resultados relativos a faixas de danos encontradas em superfícies submetidas a processo de deformação.

Processo	Cristal (orientação)	Espessura da camada amorfa	Profundidade da camada de defeitos	Autores/ano
Indentação	Si	50 nm em torno da marca do indentador Vickers sobre a superfície (2N)		Gridneva et al. (1972)
Riscamento	Si (100)	150 nm (2g)	0,15 - 0,8 μm	Minowa & Sumino, (1992)
Riscamento	Si (111)	150 nm (1g) 250 nm (2g)	<1 μm dislocações, trincas médias, “loops”,	Morris & Calaham, (1994)
Polimento	Si (111)	250nm (6 μm) 100nm (3 μm)	Sistemas de escorregamento dislocações do tipo $\frac{1}{2}$ (110)[111]	Johansson & Schweitz (1988,1989)
Retificação	Si (111)	100 -200 nm	100-400nm, arranjos dislocações e microtrincas	Puttick et al. (1994, 1995)
Torneamento com ponta única (“roof edge”)	Si (111)	200 nm	idem	Puttick et al. (1995)
Torneamento, $R_p = 0,8$ mm, $f = 10$ mm/rev, $g = -40^\circ$, $a = 10^\circ$	Si (001) [110]	150 nm ($a_p = 100$ e 500 nm)	2 μm ($a_p = 100$ nm); 3 μm ($a_p = 500$ nm), dislocações cunha, helicoidal e “mixed”	Shibata et al., (1994)
Torneamento Ferramenta ponta circular	Si (001)	150 nm ($a_p = 100$ nm e 1 μm)	à prof. de corte de 1 μm a remoção de material ocorre por fratura frágil.	Shibata et al. (1996)
Torneamento ferramenta “roof edge”	Si (001)	110 nm	≈ 260 nm deformada por “loops” de discordâncias do cisalhamento	Jeynes et al. (1996)
Torneamento	Si (100)	150 nm	425 nm arranjos de dislocações	Inamura et al. (1997)

Fortes evidências indiretas, ou seja, disponíveis a partir dos estudos de indentação e experimentos com altas pressões é que fundamentam esta proposição sobre os mecanismos envolvidos com a deformação plástica de cristais semicondutores durante a usinagem. Deve-se ter o cuidado, no entanto, para fazer comparações entre a ação dinâmica da usinagem e o procedimento estático da indentação, por isso, seria mais seguro e coerente fazer considerações através de observações resultantes do riscamento do silício (**MORRIS & CALLAHAM, 1994**), onde também foi detectado a ocorrência de transformação de fase a alta pressão. Unindo os conceitos do procedimento estático da indentação com a natureza dinâmica do riscamento com indentador de diamante poderia-se, de forma mais segura, obter uma conjugação de conceitos mais próxima do processo de usinagem. Isto foi proposto, baseando-se nas teorias de mecânica de fratura, por **CHAO (1992)**.

O fato de que cristais semicondutores submetidos a altas pressões apresentam uma transição de fase não é novo. Além disso, cálculos indicam que as condições sob a ferramenta (aresta de corte de 50 a 300 nm) resultam em pressões consistentes com aquelas sob indentadores e nas células pressurizadas. Estas pressões, > 10 GPa, observadas por **LUCCA & SEO, 1993** no corte de uma liga de CuTe são de magnitude suficientes para iniciar uma transformação de fase a alta pressão.

Segundo **MORRIS et alli (1995)** a alta pressão sob a aresta de corte pode causar a transformação de fase da estrutura cúbica do diamante do semicondutor para a fase metálica (aparentemente, a fase β -estanho). Por sua vez, a ductilidade dessa fase metálica proporcionaria a plasticidade necessária para a existência do regime dúctil no corte de materiais semicondutores. Esta fase metálica dúctil pode, conseqüentemente, ser tanto cortada como extrudada pelo movimento da ferramenta. Quando a pressão é liberada (após a passagem da ferramenta), a fase amorfa seria metaestavelmente formada; e assim, os cavacos seriam constituídos de fase amorfa.

O comportamento dúctil de materiais frágeis, sob tensões elevadas, é um fenômeno já conhecido. Porém, a *metalização* proposta não é a condição necessária para que muitos destes materiais apresentem escoamento plástico. Contudo, a presença de fase amorfa ("remanescente") observada em Si e Ge, pode ser considerada como a evidência mais forte para se acreditar no fato de que a

ductilidade nos cristais semicondutores ocorra devido a transição de fase (**MORRIS et alli. 1995**).

Simulações computacionais também indicam, aparentemente, a transição de fase cristalina para amorfa. Simulações através de Dinâmica Molecular realizadas por **BOERCKER et alli. 1990** e **INAMURA et al. 1997**, indicam que tanto o cavaco quanto as imediações da superfície usinada seriam amorfos.

Embora estas simulações apresentem concordância com resultados experimentais, é possível que os resultados das simulações sejam artifícios da falha das funções de energia cinética, usadas para estabilizar de maneira precisa as estruturas cristalinas durante a usinagem.

Os campos de força utilizados por **PATTEN et alli., 1993** (**Apud MORRIS et al., 1995**) são aplicáveis a semicondutores amorfos assim como monocristais, mas não se aplicam a fases metálicas.

O fato de que os cristais simulados não sejam estáveis sob estas condições sugere que a transição de fase seja possível. Embora a forma final da estrutura do material não possa ser precisamente representada por estes campos de força, a existência de um limite de transformação (aqui considerado como sendo induzido por pressão) pode ser representado de maneira razoável nestes modelos computacionais.

Na usinagem de material frágil, a profundidade de penetração ou de corte é considerado o fator principal para a determinação do modo de corte (regime dúctil vs. frágil). O critério de Griffith para a fratura frágil pode ser aplicado como uma primeira aproximação nesse caso. Se a profundidade de penetração da ferramenta de corte é tomada como o tamanho do defeito ("*flaw size*"), a fratura ocorre a uma profundidade crítica.

No entanto, se as tensões forem elevadas o bastante, a transformação de fase poderia ocorrer antes da propagação de trincas (**MORRIS & CALLAHAM, 1994**), assim, a transição frágil-dúctil poderia ocorrer a profundidades de corte maiores por causa do "*plastic blunting*" do contato.

Esta mudança na transição resulta no aumento da usinabilidade do material frágil, sobrepondo-se àquela esperada a partir das propriedades de dureza e tenacidade da forma cristalina cúbica do diamante.

Sob o contato, um indentador agudo (afiado) induz tensões muito elevadas, as quais permanecem aproximadamente constantes apesar da profundidade. Um indentador com ponta arredondada induz tensões mais baixas no contato inicial, porém aumentam com o aumento da penetração.

Fazendo um paralelo entre este aspecto da geometria do indentador com a afiação de ferramentas de diamante poderíamos obter, teoricamente, considerações muito interessantes.

No caso da usinagem do Si e Ge, uma ferramenta suficientemente afiada poderia ser capaz de induzir a *metalização* a profundidades de penetração menores do que a profundidade crítica para fratura frágil. Sendo assim, a usinagem dúctil de materiais frágeis ocorre com a remoção de material no interior de uma fina camada da fase metálica.

Uma hipótese que poderia ser levantada seria que a usinagem de materiais como o silício teria sua fase dúctil restrita a uma faixa de determinados valores tanto em termos de espessura de corte como profundidade de corte.

Por outro lado, se a ferramenta estiver desgastada, p.e., com a aresta arredondada, será necessária uma profundidade de penetração maior para gerar tensões suficientes para acionar a transformação. Nesse caso, profundidades de penetração maiores causaria, provavelmente, trincas nesses monocristais semicondutores antes que pudesse vir a ocasionar transformação para fase metálica e alcançar o regime dúctil.

Além disso, determinados planos em monocristais possuem menores tensões de clivagem do que outros. Usinar um monocristal próximo do limite de fratura pode resultar em algumas áreas que tenham resposta dúctil e alguns que tenha uma

componente de resposta frágil. Isso pode ser observado nos tipos de cavacos removidos. Parte são integras e apresentam-se na forma de longas fitas com forma ondulada, a outra parte apresenta-se como pequenas agulhas que provavelmente deveriam fazer parte de uma fita mas que não conseguiram manter sua integridade e foram esfacelados.

A interação proposta **MORRIS et alli. (1995)** da ferramenta com a amostra está ilustrada na Figura 2.23. Este diagrama seria um esquema básico tanto das zonas de transformação quanto da retro-transformação. Embora o silício usinado ainda não tenha sido estudado, seria razoável considerar que este reagiria, *estruturalmente*, à usinagem de forma similar baseando-se em suas propriedades a pressões elevadas. O aspecto mais difícil relativo ao argumento da *metalização* a ser aceito seria a existência de uma fase β -estanho a alta pressão nestes experimentos. Embora não exista evidências estruturais ou elétricas direta da existência desta fase no processo de usinagem, existem evidências substanciais indiretas apenas.

Portanto, a influência da *metalização* sobre características da usinagem ou tribológicas do silício e do germânio são questões em aberto.

Figura 2.23. Diagrama esquemático ilustrando a interação proposta da ferramenta de corte com a amostra (MORRIS et al. 1995).

Capítulo 3

METODOLOGIA PARA OS ENSAIOS

3.1 PLANEJAMENTO DOS ENSAIOS

Materiais frágeis podem ser usinados em regime dúctil. Porém, acredita-se atualmente que o comportamento plástico apresentado por cristais semicondutores, tais como Si e Ge, seja resultado de uma transformação de fase induzida por pressão/tensões impostas pela ponta e aresta cortante da ferramenta. Por outro lado, o regime frágil seria decorrente da redução da resistência causada pela geração de defeitos e microtrincas em decorrência da interação ferramenta/material durante a usinagem. Esta transformação de fase sofrida por cristais como o silício seguiria a seguinte seqüência:

onde Si (I) é o monocristal de silício, Si(II) exibiria uma estrutura β -Sn (redução no volume de 22% em relação a Si(I)), e silício amorfo Si(III) (com redução de 8% no volume relação a Si (I)). A passagem do estágio I para II necessita de uma pressão de 11.3 GPa, e a transição de II para III ocorreria a 7.5 - 9 GPa.

O material que será utilizado como modelo neste trabalho é o silício. Sabe-se que o silício pode sofrer essa transformação quando submetido a altas tensões hidrostáticas (normal).

Os parâmetros que serão avaliados no torneamento de ultraprecisão do monocristal de silício serão:

- avanço por revolução
- profundidade de corte
- ângulo de saída da ferramenta
- raio de ponta da ferramenta
- orientação cristalográfica

As medidas para determinação da influência destes fatores serão:

- análise qualitativa da micro e nano topografia das superfícies
- análise quantitativa do acabamento superficial
- análise quantitativa da região dúctil e frágil
- observação qualitativa dos danos superficiais e a influência da orientação da superfície.
- Discutir a topografia e a morfologia dos cavacos observados através de MEV e discutir possível mecanismo envolvido na sua formação.

3.2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL DOS ENSAIOS DE CORTE

Utilizou-se Silício monocristalino (100) e (111) com grau óptico (dopado tipo p) cortados em pequenos wafers com dimensões de 12 mm x 12 mm. Estas amostras foram usinadas a partir do estado polido. A Figura 3.1 (a) e (b) mostra uma foto de microscopia óptica Nomarski da superfície polida e o acabamento superficial medido através do Form Talysurf, respectivamente.

3.2.1 CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES DO SILÍCIO MONOCRISTALINO

A seguir são apresentadas as características e propriedades do silício:

- 1□Aplicação: dispositivos sólidos (p.e., diodo, transistor, CI, células solares)
- 2□Estrutura: o silício possui estrutura cúbica do diamante a qual pertence ao grupo da estrutura cúbica de face centrada (CFC) das redes de Bravais.
- 3□Propriedades Físicas: monocristal é extremamente frágil a temperatura ambiente e torna-se dúctil a temperaturas elevadas (acima 900 °C) onde o escorregamento ocorre no plano (111) (**CHAO, 1992**).
- 4□As propriedades mecânicas do monocristal são constantes a temperatura ambiente, seu ponto de fusão (**CHAO, 1992**), e condutividade térmica (**CHAO, 1992**) estão listadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1. Propriedades Físicas do Silício Monocristalino.

Propriedade	Valor
Densidade (ρ):	2328 kg/m ³
Módulo de Young (E):	(100): 129.5 GPa (110): 168.0 GPa (111): 186.5 GPa
Módulo de cisalhamento (G):	(100) 79.0 GPa (110) 61.7 GPa (111) 57.5 GPa
Razão de Poisson (ν):	0.266
Condutividade térmica:	148 W/m ^o K
Capacidade de calor específico:	712 J Kg/m ^o K a 250 ^o C
Ponto de fusão:	1420 ^o C
Dureza H:	10 GPa
Kc :	0.6 - 0.9 MPa.m ^{1/2}
Resistência(σ):	7.0 GPa

(a)

(b)

Figura 3.1. Amostra de silício (111) tipo p, onde em (a) superfície polida antes do acabamento (500x) e (b) a medida de rugosidade superficial antes do corte realizada através do Form Talysurf.

A máquina ferramenta utilizada para realização dos ensaios de usinagem foi o Gerador de Superfícies Anesféricas ASG 2500 (figura 3.2) fabricado pela Rank-Pneumo (E.U.A). Os pequenos “wafers” foram colados com esmalte sintético sobre cilindros de alumínio previamente faceados e com acabamento superficial espelhado.

Os corpos de prova eram, então, montados em suporte previamente construído para esta aplicação e é mostrado esquematicamente na Figura 3.3. Estes suportes eram presos à placa da Máquina Ferramenta através de vácuo (Figura 3.4) (70 mBar). As peças eram então usinadas.

Figura 3.2. Vista geral do Gerador de Superfícies anesféricas ASG-2500.

Figura 3.3. Suporte de alumínio para montagem dos corpos de prova.

Figura 3.4. Fixação do suporte de alumínio na placa de vácuo.

A temperatura do local foi mantida em $20^{\circ} \pm 0,05^{\circ}$ C. O fluido refrigerante utilizado foi ALKALISOL 9000, direcionado para a região do corte através de uma névoa pressurizada. Os wafers não receberam passos de desbaste devido ao acabamento polido.

Os ensaios foram realizados com ferramentas novas fabricadas pela Contour Fine Tooling (USA).

As ferramentas utilizadas possuíam ângulos de saída de 0° e -25° , e raio de ponta de 0.693, 0.762 e 1.520 mm. Os ângulos de folga das ferramentas eram de 12° e a rotação do eixo árvore era mantido constante e igual a 1000 rpm.

Os parâmetros de corte que foram sistematicamente variados foram: a profundidade de corte, o avanço/rev, o ângulo de saída e o raio de ponta da ferramenta.

O teste padrão permitiu 4-12 condições de ensaio sobre cada “wafer”. Este teste consistia em cortar as peças fixando-se um parâmetro de usinagem ou de geometria da ferramenta e variando os demais. Por exemplo, fixava-se avanço e a profundidade de corte e utilizava-se duas ferramentas com ângulo de saída diferente. Esta condição gerava superfícies com patamares, denominados ombros não cortados (Figura 2.8), como mostra a figura 3.5 (a) e (b). Estes patamares eram formados com o recuo rápido da ferramenta, quando esta atingia faixas de 0.5 mm (500 μ m) a contar do centro. A Tabela 3.2. descreve os parâmetros de corte experimentais.

Esta metodologia foi proposta por **BLAKE (1988)** em sua tese de doutorado e tem sido aplicada desde então em diversos trabalhos (**BLACKLEY, 1990, TIDWELL, 1991, etc.**), com bons resultados. No trabalho de Blake ele utiliza um sistema de recuo rápido da ferramenta baseado em atuadores piezoelétricos. Este sistema é um “fast tool servo” que possui um alongamento de 21 μ m a 1000 V. O controlador da máquina era usado para ativar o servo com 5 V de saída, o qual era então amplificado para 700 V com um Burleigh PZ-70. Isto permitia que a ferramenta fosse estendida até aproximadamente 12,5 μ m com uma profundidade de

corte máxima. Quando a saída do controlador era parada o tempo de retração do servo era de 30 ms para uma extensão de 12,5 μm . Isto permitia que a retração da ferramenta ocorresse antes que fosse dada uma revolução na peça.

Neste trabalho a alternativa foi aumentar a velocidade de recuo da placa da máquina ferramenta de forma que a peça fosse recolhida com velocidade tal que a ferramenta deixasse de tocar a superfície da peça antes desta completar uma revolução. A velocidade de retirada da placa foi programada para 400 mm/min. Isto equivale a uma velocidade de 40 mm/min quando a menor taxa de avanço fosse utilizada, ou seja, 1.25 $\mu\text{m}/\text{rev}$ (10% de 12.5 mm/min a 1000 rpm).

O cálculo para se chegar ao valor da velocidade de recuo da placa é bastante simples. Como a placa gira com 1000 revoluções por minuto, isto representa uma frequência de 16,67 revoluções por segundo. A velocidade de recuo da placa é de 40.000 $\mu\text{m}/\text{minuto}$ ou 666,67 $\mu\text{m}/\text{segundo}$. Dividindo 666,67 $\mu\text{m}/\text{segundo}$ por 16,67 revoluções/segundo teríamos uma taxa de recuo da placa de $\approx 40 \mu\text{m}/\text{revolução}$. Deve-se ressaltar que em função de toda inércia do sistema esta resposta não poderia ser admitida como real porém seria uma aproximação. Deve-se ressaltar também que os resultados obtidos são bastante similares aos dos autores citados anteriormente.

Figura 3.5. Formação de patamares na peça para medição da região de transição frágil dúctil, (a) frontal cortada, (b) vista superior.

Tabela 3.2. Lista das condições de corte e geometria da ferramenta utilizadas nos ensaios.

Condições de corte e geometria	Valor
profundidade de corte	0.1 μm a 60.0 μm
avanço (<i>f</i>)	1.25 a 7.5 μm/rev
Raio de ponta (mm)	0.770 e 1.520
ângulo de saída	0° -25°
ângulo de folga	12°
Velocidade da árvore	(1000 rpm)

3.3 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO APLICADAS PARA ANÁLISE

Diversas técnicas de caracterização serão aqui introduzidas. Devido ao elevado custo dos instrumentos de medição (tal como MEV, Espectroscopia Raman, AFM, perfilometria mecânica, microscopia óptica com contraste de interferência de fase Nomarski) necessários, o acesso a esses instrumentos tiveram que ser feito através de colaborações. As medidas obtidas apresentam elevada precisão e portanto oferecem elevado grau de certeza quanto a grandeza a ser medida. Locais e instrumentos utilizados foram Microscópio de Força Atômica Topometrix (EMBRAPA-CNPDIA), Microscopia Eletrônica de Varredura Zeiss modelo DSM 960 (IFSC-USP), As Medidas por Espectroscopia Raman foram realizadas com duplo monocromador U1000 Jobin-Yvon, acoplado com fotomultiplicador de GaAs refrigerado e um sistema convencional de contagem de fóton. (DF - UFSCar). As principais técnicas utilizadas neste trabalho são descritas a seguir.

3.3.1 ANÁLISE QUALITATIVA DA TOPOGRAFIA E MORFOLOGIA DOS CAVACOS

A avaliação da topografia e morfologia dos cavacos será realizada através de Microscopia Eletrônica de Varredura

Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV): esta microscopia será utilizada com o intuito de se observar as dimensões e morfologia dos cavacos removidos. As amostras para observação foram preparadas com os cavacos que ficaram aderidos à superfície usinada. O microscópio operava com 20 kV e com distância de trabalho de 13mm. Não era necessário fazer a metalização nas amostras.

3.3.2 ANÁLISE DA MICROTOPOGRAFIA E MICRORUGOSIDADES DA SUPERFÍCIE

Danos na superfície - trincas e pits - foram observados através de microscopia óptica e Eletrônica de Varredura. A avaliação da topografia da superfície foi realizada através de microscopia óptica, eletrônica e através de perfilometria mecânica e sem contato, utilizando-se das seguintes técnicas:

Microscopia de Força Atômica: observar o relevo e a microtopografia das superfícies em função da geometria da ferramenta e da condição de usinagem. O objetivo é medir quantitativamente a rugosidade superficial das faixas cortadas. Estas informações serão de grande utilidade para a avaliação do comportamento da interação ferramenta/peça. Como principal vantagem pode-se citar que o AFM pode obter imagens com aumento de várias dezenas de milhões de vezes, com a vantagem de ter a mesma resolução nas três dimensões (HERRMANN et al. 1997). O equipamento era operado com um “estilete” padrão cônico de nitreto de silício com ângulo de 50-60° e com raio de ponta de 15-20 nm. A constante de mola do “cantilever” é de ~ 0.06 N/m. O modo de contato convencional foi empregado onde o “estilete” varre a superfície em contato, sendo que a força de contato é normalmente de 10-100 nN.

Microscopia Óptica com Contraste Interferência Diferencial Nomarski (MOCIDN): foi aplicada para revelar o estado da superfície após o corte e para avaliar a região de transição frágil dúctil.

3.3.3 INTEGRIDADE SUPERFICIAL E POSSÍVEIS TRANSFORMAÇÕES OCORRIDAS APÓS A USINAGEM.

A técnica que será apresentada a seguir preocupa-se com o estado estrutural da superfície e alterações que possam ter ocorrido.

Espectroscopia Raman

A espectroscopia Raman tornou-se uma ferramenta importante para o estudo de propriedades eletrônicas e vibracionais dos materiais. O efeito Raman foi descoberto em 1928 pelos físicos indianos C.V. Raman e K.S. Krishnan quando examinavam o espalhamento da luz do sol através de diversos líquidos. O desenvolvimento do laser conduziu ao ressurgimento do interesse no efeito Raman e diversas aplicações tem sido relatadas. A espectroscopia Raman provou ser uma técnica útil para medir um ampla faixa de parâmetros do material tais como estruturas interfaciais, composição química e tensões tanto em materiais cristalinos quanto em amorfos (BRINKSMEIER, 1989).

A espectroscopia Raman fornece informação em escala atômica e baseia-se no espalhamento inelástico de fótons de uma superfície sendo irradiada pela luz. A espectroscopia Raman envolve assim dois fótons, um incidente o qual excita o efeito e um fóton espalhado o qual é coletado e analisado.

A espectroscopia Raman permite determinar as frequências das vibrações da rede de comprimento de onda grande, chamada de fônons.

Como o efeito Raman é intrinsecamente fraco, da ordem de 10^{-8} da radiação incidente, e a estabilidade e intensidade da fonte eram muito difíceis de conseguir, a espectroscopia Raman era desvantajosa em relação à infravermelha. Somente a partir dos anos 60 é que lasers comerciais permitiram o desenvolvimento da moderna espectroscopia Raman. Um feixe de luz monocromático, coerente e de alta intensidade, permite a obtenção de espectros em amostras muito pequenas, coloridas, sólidas, líquidas, gasosas, a alta temperaturas, no vácuo e em uma infinidade de outras condições não-usuais. Atualmente, a utilização da eletrônica em contadores de fótons, aquisição digital e processamento computadorizado dos dados, desenvolvimento de detetores multicanais, que possibilitam a aquisição simultânea de todo espectro (ou parte dele), e o uso de microscopia óptica acoplada ao espectrômetro, que permite investigar-se não-homogeneidades, fazem da espectroscopia Raman uma técnica que muitos consideram mais versátil que a espectroscopia infravermelha (BRINKSMEIER, 1989).

Breve Discussão Da Teoria Semi Clássica

A espectroscopia Raman tem uma teoria bastante extensa e detalhada. Basicamente, o efeito Raman consiste no espalhamento inelástico da luz pela matéria. Quando um fóton de luz visível, com energia insuficiente para excitar uma transição, interage com uma molécula ou cristal, ele pode ser espalhado de três maneiras:

- i) Elasticamente, mantendo sua energia inicial;
- ii) Inelasticamente, perdendo parte de sua energia inicial, no espalhamento Stokes;
- iii) Inelasticamente, recebendo energia do cristal, no espalhamento anti-Stokes.

Se o cristal ganha esta energia vibracional (Fônon), e se tem energia vibracional em excesso perde esta energia no processo anti-Stokes. A Figura 3.6 mostra como ocorrem os espalhamentos Stokes (a) e anti-Stokes (b). Onde ω_e e k_e são a frequência e vetor de onda do fônon espalhado, ω_i e k_i são a frequência e comprimento de onda do fóton incidente e ω e k são a frequência e o comprimento de onda do fônon emitido ou absorvido.

Figura 3.6. Espalhamento Raman Stokes (a) e anti-Stokes(b).

A aproximação clássica para a descrição do efeito Raman considera o espalhamento como um conjunto de átomos sofrendo vibrações harmônicas simples e não leva em consideração a quantização da energia vibracional.

Instrumentação Raman

Embora seja possível obter espectros Raman de outras fontes de luz, o laser, por emitir um feixe de luz monocromática e de alta intensidade, é virtualmente a única fonte de excitação em espectroscopia Raman.

Para a aquisição do espectro Raman utiliza-se o espectrômetro, que compreende o sistema de filtros, as grades, o monocromador e o detetor (geralmente uma foto-multiplicadora).

Associada a qualquer uma das linhas do laser está uma série de outras saídas, as linhas de plasma. Elas são muito mais fracas do que as do laser, mas são comparáveis, ou até um pouco mais fortes que as bandas Raman típicas, logo podem confundir ou até obscurecer o sinal Raman em alguns casos. Elas aparecem como bandas finas no espectro Raman e, por conveniência, são removidas antes do laser entrar em contato com a amostra a ser analisada, geralmente por meio de filtros.

A grade (ou grades) de um espectrômetro dispersa a luz que entra no monocromador e a faz passar por uma ou mais fendas estreitas, de modo que a luz que passa para o detetor a qualquer tempo tem uma banda muito estreita e pode ser considerada como sendo essencialmente monocromática. O espectro é produzido pela rotação das grades de modo que uma mudança contínua no comprimento de onda é apresentada ao detetor. O gráfico assim produzido é guardado na memória do sistema de aquisição de dados (geralmente um computador). As grades determinarão em grande parte a resolução do espectrômetro. Quanto mais ranhuras por mm, melhor resolução, embora no caso dos detetores significa que uma região mais limitada do espectro será monitorada a um dado tempo.

O tubo foto-multiplicador (foto-multiplicadora) é o detetor preferido para a maioria das aplicações em praticamente toda a região do visível e uma parte do ultravioleta. Para espalhamentos fracos onde um grande número de varreduras devem ser feitas para que se obtenha um espectro de qualidade, o processo pode levar muito tempo. Por esta razão o tubo foto-multiplicador é mais adequado ao estudo de

sistemas estáticos onde não há mudanças ocorrendo com o tempo, e é de particular valor em estudos estruturais.

A Figura 3.7 mostra um esquema do sistema de aquisição de espectros Raman descrito.

As Medidas Raman foram realizadas com duplo monocromador U1000 Jobin-Yvon, acoplado com fotomultiplicador de GaAs refrigerado e um sistema convencional de contagem de fóton. As linhas 457.9 nm, 487.9 nm e 514.5 nm de um laser de íon de argônio foi usado como fonte de luz excitadora, sempre na geometria de retroespalhamento. Para estas linhas, as profundidades de penetração da luz estão em torno de 140nm, 270nm e 340 nm e em torno de 3, 6 e 7 nm para Si cristalino e amorfo, respectivamente (ASPINES & STUDNA,1983; CARLSON & WRONSKI, 1979).

A potência de saída do laser foi mantida dentro de 100-200 mW e lentes cilíndricas foram usadas para evitar sobre aquecimento das amostras mantendo as medidas a temperatura ambiente. Todos os valores de frequência e largura de linha foram obtidos usando um software específico (LANDA).

Figura 3.7. Sistema de aquisição de espectros Raman.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Processamentos mecânicos para acabamento de cristais semicondutores sejam eles por arestas múltiplas e indefinidas (rebolos ou partículas abrasivas) ou com aresta única e definida (ferramenta com ponta única de diamante), podem provocar alterações estruturais no cristal em função das tensões geradas durante a usinagem. Estas tensões podem implicar na geração de discordâncias e microtrincas na superfície assim como na subsuperfície. Tensões de tração podem ser consideradas responsáveis pela geração de microtrincas. Estes defeitos normalmente propagam-se sobre planos de clivagem ultrapassando a zona de contato (ferramenta/material).

No entanto, quando se trata de componentes para aplicações nos campos da óptica, eletrônica ou micro-mecânica, onde se exige alta qualidade do acabamento, a presença de danos nas superfície e subsuperfície, por mais reduzidos que sejam, afetam e até comprometem o desempenho destes componentes.

O silício, durante o seu processamento para aplicações em microeletrônica, é submetido a quantidades muito altas de deformações mecânicas. O processamento visa dar acabamentos com qualidade óptica e portanto, a remoção de material deve ocorrer dentro do regime dúctil.

A deformação plástica ocorre através do cisalhamento gerado por mecanismos de geração e movimentação de discordâncias envolvendo um sistema complexo de escorregamento de planos cristalográficos em direções definidas. Sabe-se que o silício exibe mobilidade limitada de discordâncias a temperaturas abaixo de 540 °C. Assim, o regime dúctil no silício é considerado limitado devido ao início da fratura (KOINKAR & BHUSHAN, 1997).

Recentemente, porém, descobriu-se que a ductilidade do silício pode ser decorrente de uma transformação de fase induzida por pressão/tensão. Assim, poderia-se propor que a maximização desse comportamento plástico pode ser modulada através de uma composição de condições de usinagem e geometria de ferramenta.

A utilização da espectroscopia Raman oferece grande capacidade para detectar alterações estruturais no silício após seu processamento. Por isso, esta técnica será utilizada para detectar alterações estruturais após a usinagem. Aliado a isso, a avaliação quantitativa de parâmetros como espessura crítica de corte e a profundidade crítica de corte podem oferecer resultados muito positivos para esclarecer o grau de influência e a extensão desta transformação na transição frágil - dúctil. Estas informações são essenciais para compreender a contribuição desta transformação sobre a transição frágil - dúctil.

A morfologia e topografia de cavacos colhidos e observados através de MEV oferecem algumas pistas importantes para a proposta de um diagrama esquemático do mecanismo de remoção de material no torneamento com ferramenta de diamante que será apresentado futuramente.

Por fim, apresentar alguns aspectos, considerados críticos, encontrados ao longo deste estudo tais como danos causados por fratura relacionados ao tipo de tensão predominante e a orientação cristalográfica, o desgaste da ferramenta de diamante no corte do silício, assim como a avaliação do acabamento superficial através da Microscopia de Força Atômica complementam o caráter científico deste estudo.

4.2 APLICAÇÃO DA TÉCNICA DE ESPALHAMENTO RAMAN PARA DETECÇÃO DE ALTERAÇÕES ESTRUTURAIS NOS MODOS DÚCTIL E FRÁGIL

Sabe-se que, os processos de usinagem aplicados a materiais frágeis (retificação, lapidação e polimento), introduzem danos na superfície e subsuperfície da peça. Estes danos estão relacionados à desordem estrutural ou seja movimentação de planos de escorregamento. Discordâncias, vacâncias e micro trincas são as principais ocorrências relatadas em estudos sobre a integridade superficial de materiais frágeis submetidos a altas deformações e elevadas taxas de deformações (Vide Tabela 2.4, p.60).

Todavia, o estudo da usinabilidade de materiais frágeis, através de processos como o torneamento com ferramenta de ponta única de diamante, tem apresentado resultados animadores quanto à ductilidade em monocristais semicondutores como Si e Ge. Estes estudos utilizam-se principalmente das teorias de Mecânica de Fratura (**BLAKE, 1988, HIATT & STRENKOWSKI, 1992**) para explicar o comportamento plástico de materiais que antes era considerado impossível de serem torneados com acabamento espelhado .

Atualmente, novos estudos indicam que esta ductilidade pode estar relacionada a transformação de metalização sob elevadas pressões/tensões, que ocorrem quando cristais semicondutores são submetidos a elevadas pressões hidrostáticas e tensões de cisalhamento (**MINOWA & SUMINO 1992, PUTTICK et al. 1994, MORRIS et al. 1995**). Os estudos iniciais, os quais detectaram esta transição de fase foram realizados com silício em células de alta pressão e microindentação (**MINOMURA & KASPER, 1962; GRIDNEVA et al. 1972**).

Dentre as técnicas experimentais utilizadas para obter informações relacionadas a esta transição de fase, o espalhamento (macro-) Raman pode ser considerado uma técnica com grande potencial. Optou-se pela escolha desta técnica por três razões práticas. Primeiramente, pela facilidade e rapidez para obtenção e precisão dos resultados, segundo pela

disponibilidade e proximidade encontrada do aparelho (Departamento de Física - UFSCar) e por fim, por haver sido observado na literatura a não aplicação desta técnica para este fim. O espalhamento (micro-) Raman já foi apresentado como uma opção muito bem sucedida, principalmente para explorar a presença de tensões residuais ao redor de micro-indentações e ranhuras produzidas pelo indentador em Si e Ge (SPARKS & PAESLER, 1988, 1991, JIMENEZ et al. 1993, TANIKELA et al. 1996, LUCAZEAU & ABELLO, 1997).

No caso de desordem estrutural, o espalhamento Raman é uma técnica de caracterização muito poderosa, uma vez que o espectro vibracional do material é fortemente influenciado pela desordem e deformações residuais, isto conduz a mudanças nas frequências de fonon, alargando os picos Raman e quebrando as regras de seleção Raman (LOUDON, 1964; WICKBOLDT et al., 1987).

Para o substrato cristalino do Si (estrutura cúbica do diamante), os fonons ópticos degeneram triplamente, mostrando no espectro de primeira ordem um pico agudo em 520 cm^{-1} . Devido aos potenciais positivos de deformação do fonon, deformações (tensões) compressivas conduzem a deslocamentos (“shifts”) positivos (negativos) de frequências, respectivamente. Por outro lado, devido a perda do comprimento de correlação do fonon e a consequente quebra do $\mathbf{q} = \mathbf{0}$ ($\mathbf{q}$ é o vetor de onda do fonon) as regras de seleção Raman, o efeito da desordem pode levar a um alargamento assimétrico e deslocamento (“shifting”) dos picos Raman compatíveis com a relação de dispersão do material.

No caso do Silício, a frequência e o ponto de assimetria para valores mais baixos, por causa da relação de dispersão pode apresentar frequências ópticas decrescentes aumentando os vetores de onda do fonon (RICHTER et al., 1981). Na máxima desordem (material amorfo), o espectro Raman de primeira ordem reflete a densidade de fonon dos estados. Ele apresenta duas bandas largas centradas em torno de 100 cm^{-1} (banda acústica) e 470 cm^{-1} (banda óptica) (ZWICK & CARLES, 1993).

Baseado nessas informações, resultados originais realizados através de (macro-) Raman em amostras de silício torneadas com ferramenta de ponta única de diamante, usadas

nos modos dúctil e frágil serão apresentados. Foram realizadas medidas usando três diferentes comprimentos de onda de luz para excitar as frequências que varreram a profundidade do efeito da desordem causada pela usinagem no modo dúctil.

4.2.1 RESULTADOS OBTIDOS

Mais de uma centena de medidas foram realizadas para este estudo, devendo-se ressaltar que, dentre essas, foram escolhidas apenas algumas devido à alta repetibilidade dos resultados. O acabamento das superfícies analisadas foram registrados através de imagens do MEV visando comparar o modo predominante de corte e o espectro obtido.

As condições de usinagem escolhidas para os regimes dúctil e frágil apresentaram um fator de proporcionalidade proposital para efeito didático da ocorrência desses dois modos de usinagem. O modo dúctil foi obtido utilizando-se uma ferramenta com ângulo de saída negativo (-25°) e raio de ponta 1,52 mm. A profundidade de corte foi de 1 μm e a taxa de avanço de 1,25 $\mu\text{m}/\text{revolução}$, rotação do eixo árvore 1000 rpm.

O regime frágil foi obtido utilizando-se uma ferramenta com ângulo de saída 0° e raio de ponta 1,52 mm. A profundidade de corte foi de 10 μm e a taxa de avanço de 12,5 $\mu\text{m}/\text{revolução}$, rotação do eixo árvore 1000 rpm. A orientação cristalográfica das superfícies foi (100) em todos os casos.

A Figura 4.1 apresenta uma composição de imagens através do MEV onde pode ser feita uma comparação qualitativa entre a superfície polida e a torneada com as mesmas condições apresentadas anteriormente. Estudos realizados através de Microscopia de Força Atômica mostram que a rugosidade superficial rms para o polido é relativamente melhor que o torneado apresentando valores de 1.6 nm e 7 nm, respectivamente. A amostra polida foi utilizada como referência para medir o pico do substrato cristalino do Si. Pode-se observar que a amostra torneada não apresenta danos podendo-se afirmar que o corte ocorreu dentro do regime dúctil.

A Figura 4.2 apresenta a amostra cortada dentro do regime frágil. Apesar da enorme quantidade de trincas observadas na superfície é possível detectar a presença das marcas deixadas pelo passo da ferramenta.

A Figura 4.3 c) mostra o pico Raman característico do Si cristalino em 521.6 cm^{-1} obtido a partir da amostra polida antes de iniciar o torneamento. A Figura 4.3 b), por sua vez, mostra o espectro Raman da amostra usinada em regime Frágil, sendo que em ambos utilizou-se o mesmo comprimento de onda da luz excitadora 487.9 nm . É interessante observar, a não ser que tenha havido uma redução na intensidade por um fator de 6 (seis), que as frequências e largura de linhas (4.3 e 4.6 cm^{-1} , respectivamente) são as mesmas dentro da resolução experimental, indicando que a usinagem no modo frágil não causam desordem estrutural de baixo-alcance (“short-range structural disorder”) nem deformações residuais na rede cristalina do silício. Além disso, a ausência de sinal característico em torno de 470 cm^{-1} é o indicativo da ausência de uma fase amorfa significativa para esse estado estrutural. Isto é dito devido a possibilidade de observação das marcas da ferramenta.

A Figura 4.4 a) apresenta o espectro Raman da amostra de silício após a usinagem em regime dúctil. Se comparado com o espectro da Figura 4.3 b), é perceptível a severa redução de intensidade por um fator em torno de 50 e a presença de uma nova banda larga centrada em 470 cm^{-1} . Esta banda é atribuída à banda óptica de silício amorfo. O pico em 520.6 cm^{-1} é atribuído para Si cristalino (largura de linha de 4.8 cm^{-1}).

Este espectro pode ser resultante da:

- i) superposição de duas camadas separadas, uma amorfa na superfície e outra cristalina (como o substrato) ou;
- ii) microcristalitos imersos em uma matriz amorfa. Para decidir entre qual hipótese deve-se confiar, procedeu-se a realização de novos espectros Raman usando diferentes comprimentos de onda de luz excitadora, as quais possuem profundidades de penetração diferentes, como descrito anteriormente.

Figure 4.1 - Micrografia feita através de MEV de amostras de Si(100) utilizado nos testes. a) superfície de silício polida e; b) superfície torneada com ferramenta de diamante ($f = 1,25 \mu\text{m}/\text{revolução}$ e $a_p = 1 \mu\text{m}$).

Figura 4.2 Amostra de Si(100) cortada no modo frágil.

Figure 4.3 - Espectro Raman (realizado com a luz excitadora com comprimento de onda de 487.9 nm) das amostras de silício a) antes do torneamento (polidas) e b) após o torneamento no regime frágil.

Comparando os resultados mostrados na Figura 4.4 b) e 4.4 c) com o 4.4 a), pode-se notar que as razões de intensidade das duas linhas são aproximadamente a mesma para as três profundidades de penetração da luz o que induz a se desconsiderar a primeira possibilidade dentro da região sondada pela luz.

Neste ponto seria oportuno ressaltar que o coeficiente de absorção da luz depende do estado do silício: podendo variar de uma ordem de magnitude do estado cristalino para o amorfo; porém mudando alguns poucos nanômetros na fase amorfa.

Além disso, resultados de MET de **MORRIS et al. (1995)** corroboram com esta segunda hipótese. Segundo os autores, após o torneamento do Germânio, tanto a superfície quanto o cavaco apresentavam microcristais de tamanhos similares aleatoriamente espalhados, com a mesma orientação inicial, visíveis nas imagens de campo escuro.

Os resultados acima indicam que no modo dúctil, a camada superficial amorfa formada deve ser resultante de uma transformação de fase induzida por pressão. Deve-se ressaltar que no caso da usinagem existe a contribuição de tensões altamente compressivas assim como de cisalhamento. Essas tensões favorecem a transformação de fase, reduzindo o valor da pressão para que a transformação ocorra (**GILMAN, 1992**).

Quanto à presença de microcristalitos, suspeita-se que parte do material não tenha sofrido transformação durante o processo de descarregamento na formação cavaco, conduzindo ao refinamento do tamanho de grão (**SHEN et al., 1995**). Isso merece maiores estudos objetivando explicar este fenômeno.

Concluindo o que foi discutido até o momento, os resultados de espalhamento Raman mostraram que o torneamento de ultraprecisão em regime dúctil de cristais de silício resulta na formação de uma camada amorfa, contrário ao que ocorreria na usinagem em regime frágil onde esta camada amorfa não pode ser constatada. Esta camada amorfa é considerada resultante de uma transformação de fase induzida por pressão/tensão gerada através da combinação de elevada pressão hidrostática com altas componentes de cisalhamento decorrentes das deformações impostas pela ponta/aresta da ferramenta durante o corte. Consequentemente, este fato fornece subsídios para explicar que a ductilidade observada durante o torneamento de monocristais de silício, normalmente considerados frágeis, pode estar associada à transição de fase induzida por pressão.

Figure 4.4 - Espectro Raman de amostra de silício usinada no modo dúctil para linhas de excitação a) 487.9, b) 457.9 e c) 514.5 nm.

4.3 EFEITO DO ÂNGULO DE SAÍDA E DA TAXA DE AVANÇO NA TRANSIÇÃO FRÁGIL-DÚCTIL

O estudo do efeito do ângulo de saída e da taxa de avanço foi realizado através de ensaios de usinagem realizados com duas ferramentas com raio de ponta de 1.52 mm, ângulo de folga de 12° e ângulos de saída de 0° e -25°, respectivamente. O parâmetro de corte variado foi a taxa de avanço sendo que a profundidade de corte foi mantida constante em 6 µm. A amostra de Si utilizada apresentava orientação (111). **BLAKE & SCATTERGOOD (1990)**, **BLACKLEY & SCATTERGOOD (1991)** **TIDWELL & SCATTERGOOD (1992)** fixaram a profundidade de corte por considerarem que este parâmetro não possui correlação com a região dúctil, dessa forma, somente a geometria da ferramenta e taxa de avanço foram considerados como parâmetros para análise. Uma das conclusões mais importantes obtida nestes trabalhos é que, quanto menor o avanço por revolução maior será a largura dúctil e portanto maior a espessura crítica do cavaco, e menor a região frágil deixada no ombro.

A Figura 4.5 mostra os resultados de largura dúctil em função da variação do avanço para duas ferramentas com ângulos de saída diferentes. A equação (4.1) estima a largura de corte total, que forma o ombro não cortado.

$$W = (2 * a_p * R_p)^{1/2} \quad (4.1)$$

onde W é a largura de corte total (µm), a_p é a profundidade de corte (µm) e R_p é o raio de ponta da ferramenta (µm).

Como as duas ferramentas possuem o mesmo raio de ponta R_p e a profundidade de corte permaneceu constante, a largura de corte total W, calculada teoricamente através da expressão 4.1, será sempre igual para ambas, ou seja, 135.06 µm. No entanto observou-se que a largura dúctil W_d para a ferramenta com ângulo de saída mais negativo permaneceu igual a teoricamente calculada para valores de avanço maiores que para a ferramenta com ângulo de saída 0°. Isto mostra que existe

um aumento na profundidade crítica (y_c) para o início da fratura com a mudança no ângulo de saída, isto é, a transição frágil dúctil move-se na direção ascendente do ombro com ângulo de saída negativo.

Este fato decorre do aumento de tensões de compressão que impedem a geração e propagação de microtrincas. Tanto o tamanho dos “pits” como a posição da transição frágil-dúctil estão relacionados ao estado de tensão associado com a interação entre a ferramenta e o material. A severidade dos danos é maior, quanto mais próxima for do topo do ombro não cortado. Ângulos de saída mais negativos aumentam as pressões hidrostáticas dentro da zona de deformação plástica na ponta da ferramenta. Estas tensões reduzem a tendência de ocorrer fratura e são consideradas necessárias para a usinagem em regime dúctil. Esta é a principal razão porque ângulos de saída altamente negativos apresentam espessuras críticas de cavaco maiores para a região de transição frágil dúctil.

Figura 4.5. Resultados obtidos medindo-se o ombro não cortado com ferramentas com ângulos de saída diferentes, CO60LG ($\gamma = 0^\circ$) e CO60WG ($\gamma = -25^\circ$); $a_p = 6 \mu\text{m}$.

Assim, a ausência de “pits” (ou pequenas trincas) sobre o ombro não cortado, quando ferramentas com o ângulo de saída negativo são utilizadas, é resultante do aumento nas pressões hidrostáticas provocadas por essa geometria. Quando pressões

hidrostáticas aumentam, tensões de cisalhamento maiores são geradas impedindo a produção de fraturas (JOHNSON, 1966). Pressões hidrostáticas também inibem a propagação de trincas (CASTAING, et alli, 1981). Estas pressões reduziriam não somente o número de fraturas localizadas, mas também aumentariam o tamanho da área plasticamente deformada, pois neste caso o ângulo de cisalhamento seria menor, aumentando assim, a área do plano de cisalhamento. Em outras palavras, há um aumento na extensão da região transformada induzida por pressão durante o corte, assim ferramentas com ângulos negativos removem cavacos com espessura crítica (t_c) maiores.

A ocorrência da fratura frágil seria decorrente de forças de corte maiores, responsáveis pela geração e propagação de trincas que excedem a zona plástica. Esta região pode ser visualizada como se fosse um campo de tensão. Quando estes defeitos ultrapassam o limite da região transformada por indução de pressão/tensão eles provocam o aparecimento de trincas superficiais.

A Figura 4.6 (a) (b) mostra micrografias reproduzidas através de microscopia óptica com contraste de interferência Nomarski onde é possível observar ao tamanho da região dúctil no ombro com ângulos de saída diferentes.

BLACKLEY & SCATTERGOOD (1994) demonstraram, a partir de resultados experimentais no torneamento de Ge (100), que para valores de avanço da ordem de $1.25 \mu\text{m}/\text{rev}$, profundidade de corte de $10 \mu\text{m}$ e ferramenta com $R_p = 3175 \mu\text{m}$ ($\gamma = -30^\circ$), a largura dúctil observada no ombro deixado pela ferramenta é igual à largura total de corte calculada teoricamente, ou seja, utilizando-se da relação 4.1, $W = 250 \mu\text{m}$. Para justificar esse valor, os autores recorrem ao seguinte pressuposto:

Quando a máxima espessura do cavaco, obtida através de determinada combinação de condições de corte e raio de ponta da ferramenta, for menor que a espessura crítica onde ocorre a transição dúctil-frágil

(a)

(b)

Figura 4.6. Micrografias reproduzidas através de microscopia óptica com contraste de interferência Nomarski, (a) ângulo de saída 0° ; (b) ângulo de saída -25° .

pré-determinada estatisticamente, então todo o corte irá ocorrer em regime dúctil.

Para essa comparação é utilizada a seguinte formulação:

$$t_{\max} = f * (2 * a_p / R_p)^{1/2} \leq t_c \quad (4.2)$$

onde $t_{\max}$ é a máxima espessura do cavaco, f é a taxa de avanço, a_p é a profundidade de corte, R_p é o raio de ponta da ferramenta e t_c é a espessura crítica do cavaco.

TIDWELL & SCATTERGOOD (1992) calculou $t_c = 180$ nm para o Ge. Se calcularmos $t_{\max}$ para $f = 1.25$ mm/rev, $t_{\max}$ será igual a 79 nm $\leq t_c$. Consequentemente, como nesse caso $t_{\max} \leq t_c$ não haveria regime frágil observado sobre a largura de corte.

Deve-se ressaltar que esta espessura de corte estimada (79 nm) é da mesma ordem ou até inferior ao raio de aresta da ferramenta, nesse caso haveria uma contribuição positiva dessa microgeometria da ferramenta, considerada semelhante ao uso de ferramentas com γ negativo (HIATT & STRENKOWSKI, 1992); além de que o ângulo de saída desta ferramenta era de -30° , o que favoreceria a usinagem dúctil.

A Figura 4.7 mostra os valores quantitativos de t_c para as ferramentas utilizadas ferramentas.

A análise da Figura 4.7 confirma a influência do ângulo de saída na ductilidade do processo. Ferramenta com ângulo de saída negativo eleva a posição de transição frágil-dúctil sobre ombro não cortado assim como aumenta a espessura crítica do cavaco.

Variação da espessura crítica do cavaco t_c em função da taxa de avanço e do ângulo de saída

Figura 4.7. Espessura crítica de corte calculada para as ferramentas com ângulo de saída diferentes. Material Si (111) tipo p.

4.4 EFEITO DO RAIOS DE PONTA NA REGIÃO DE TRANSIÇÃO FRÁGIL DÚCTIL

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. Isto seria manifestado como um fator $(R_p)^{1/2}$ (BLACKLEY & SCATTERGOOD 1991).

Neste estudo observou-se 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.

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 (1990) (apud BLACKLEY & SCATTERGOOD 1994) pode ser estimada da seguinte maneira:

$$t_c \cong (W_d * f) / R_p \quad (4.3)$$

onde 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 2.8.

Os ensaios realizados mostraram que a largura dúctil (W_d) não se altera com o aumento da profundidade de corte. É importante lembrar que a profundidade de corte 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 subsuperficialmente, ou seja, até $3 \mu\text{m}$ (KUNZ et al., 1996). Os ensaios foram realizados com faixas de profundidade de corte sempre maiores do que $5 \mu\text{m}$. Ensaios realizados com profundidades de corte menores que $3 \mu\text{m}$ para condições de avanço de $2.5 \mu\text{m}/\text{rev}$ revelaram “pitt” na superfície. Estes defeitos, provavelmente, são resultantes de microtrincas geradas por passos anteriores. Os resultados obtidos para ferramentas com raios de ponta diferentes são apresentados nas Tabelas 4.1 e 4.2.

Tabela 4.1. 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 (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 ± 0.46	72.54 ± 1.00	137.9 ± 1.5	119.3 ± 1.6
10	43.80 ± 0.86	70.09 ± 1.73	142.1 ± 2.8	115.3 ± 2.8
15	43.45 ± 0.86	72.72 ± 1.49	140.9 ± 2.8	119.5 ± 2.4

Tabela 4.2. 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 ± 0.41	166.6 ± 2.6	118.7 ± 0.6
10	55.00 ± 1.62	72.48 ± 0.75	$178.4 \pm 5,3$	119.2 ± 1.2
15	52.36 ± 0.35	70.09 ± 0.75	169.8 ± 1.1	115.3 ± 1.2

A variação da largura dúctil encontrada com o aumento da profundidade de corte não é muito expressiva, podendo ser considerada similar. Isso quer dizer que para determinado raio de ponta, por exemplo 0.7708 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 no 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 isto 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 4.1 e 4.2 foi que para ferramenta com raio de ponta de 0.7708 mm, houve um ligeiro aumento na espessura crítica t_c , para o caso de Si (111) em relação ao Si(100). 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 estes autores existe uma relação entre a usinabilidade e a orientação dos cristais.

A Figura 4.8 mostra qualitativamente o estado da superfície de Si (100) cortada com a ferramenta CO60LG ($R_p = 1.52$ mm, $\gamma = 0^\circ$ e $\alpha = 12^\circ$) e o detalhe do ombro não cortado formado com profundidade de corte de 15 μm e taxa de avanço de 2.5 $\mu\text{m}/\text{rev}$. 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 - 200 nm. Comparando-se estes valores com aqueles listados anteriormente na Tabela 2.2, podemos afirmar que a faixa de variação para os resultados de t_c são bastante similares. Os valores listados, tanto para o silício quanto para o germânio, encontram-se na faixa de 50 - 290 nm, que incorpora os valores encontrados neste trabalho. Estes valores variaram dentro desta faixa com a mudança nas condições de usinagem e geometria da ferramenta. Aliado a este fato deve-se recordar que, utilizando-se a Tabela 2.4, a faixa de profundidade da camada transformada

induzida por pressão para o torneamento com ferramenta de diamante entre outros processos de deformação mecânica impostos ao Si, também encontra-se dentro do que foi mostrado até o momento. Pode-se observar que a variação na camada amorfa permanece dentro dos mesmos limites encontrados para a espessura crítica do cavaco.

Figura 4.8 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 .

Para efeito de comparação pode-se utilizar a Tabela 4.3 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 em maiores pressões hidrostáticas aliadas a elevadas tensões de cisalhamento.

Isto nos remete a pensar que pode existir uma 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 poderia-se 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 4.3. Valores de largura dúctil e espessura crítica obtidos para raios de ponta iguais e ângulos de saída diferentes 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 ± 0.41	123.288 ± 0.0	118.7 ± 0.6	201.45 ± 0.0
10	72.48 ± 0.75	142.66 ± 0.96	119.2 ± 1.2	233.10 ± 1.6
15	70.09 ± 0.75	160.20 ± 1.25	115.3 ± 1.2	266.76 ± 2.0

A hipótese mais plausível a que se pode chegar seria a de que não existiria 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 objetivando esclarecer qual a melhor combinação destes fatores que produziria melhores resultados em termos de acabamento superficial, integridade superficial e subsuperficial e alta precisão de forma..

Enfim, o valor da ductilidade estaria implicitamente relacionado a “profundidade” ou à extensão da transformação de fase induzida por pressão/tensão imposta pela condição de corte/geometria da ferramenta. Quando esta 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 existe a formação de um campo metálico transformado entre a aresta cortante e o substrato de silício (com se fosse um campo de tensão) que após a passagem da ferramenta passa a apresentar o estado amorfo. A extensão em profundidade deste campo transformado poderia, esquematicamente, ser representado pela camada amorfa remanescente como mostrado no trabalho de MINOWA & SUMINO (1992). A Figura 4.9 ajuda na interpretação deste conceito assim como para justificar a concordância entre os valores da camada amorfa e os valores da espessura crítica do cavaco. Na Figure 4.9 (a) não há sinal de fratura frágil, então toda a largura de corte é dúctil, consequentemente, a máxima espessura do cavaco neste caso é menor ou igual a espessura crítica do cavaco que por sua vez é igual à camada transformada (amorfa).

Para isto 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 excedem a extensão desta camada transformada sobre o ombro não cortado, então o modo frágil predominará a partir deste ponto, o qual determina a transição frágil-dúctil, como pode ser observado na Figura 4.9 (b) . 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 baseado na extensão da camada amorfa! Isto 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, isto seria uma proposta para futuros trabalhos.

(a)

(b)

Figura 4.9. 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 .

4.5 MECANISMOS DE REMOÇÃO DE MATERIAL OBSERVADOS NO TORNEAMENTO DE SILÍCIO MONOCRISTALINO

A formação do cavaco na usinagem dos metais pode ser descrita resumidamente (**BLACK, 1979**) como sendo resultante do cisalhamento imposto pela ponta da ferramenta. Este processo envolve altas taxas de deformações e alta deformação. O material escoia plasticamente sobre um plano de cisalhamento na forma de pequenos blocos de material denominado lamelas. Essa estrutura lamelar pode ser observada na superfície oposta à que entra em contato com a face de saída da ferramenta. A largura ou espessura dessas lamelas são da ordem de 2 a 4 μm enquanto que a frente de cisalhamento (distância entre uma lamela e outra), apresenta uma espessura de aproximadamente 200 a 400 Å (**BLACK, 1979**). Este mecanismo é cíclico e ocorre milhões de vezes por segundo durante a usinagem!!!

No torneamento do silício monocristalino observou-se estrutura lamelar nos cavacos. A Figura 4.10 mostra os dois lados de um cavaco de silício. É interessante notar nesses cavacos, que ao contrário do que pode ser observado em metal (Figura 2.6), há uma notável diferença na superfície lisa do cavaco, a qual entra em contato com a superfície de saída da ferramenta.

Se compararmos a superfície livre do cavaco do Si com aquela formada no caso de metais (Figura 2.6), pode-se observar claramente a presença de pequenas “escamas” na primeira, podendo-se afirmar que houve um escoamento do material para formar estas lamelas. A Figura 4.11 apresenta em detalhe esta superfície.

Figura 4.10 Fotomicrografia mostrando os dois lados de um cavaco de silício.

Figura 4.11 Detalhe da superfície livre do cavaco do silício apresentando aspecto de “escamas”.

Isto mostra que o cisalhamento ocorre com blocos individuais de material que escoam plasticamente para formar estas lamelas deixando uma espécie de “rastro” da sua formação. A morfologia desta parte do cavaco sugere que uma pequena porção do material da lamela ficou aparente mostrando a extrusão plástica do material. Tal extrusão pertence a uma camada muito fina de material plástico a qual ficou prensada como “sanduiche” entre a aresta de diamante e o substrato de silício logo abaixo. Isto também sugere que esta camada muito fina ao redor da aresta da ferramenta possui propriedades típicas de metais, e a presença dessas extrusões plásticas em uma das faces do cavaco seria a evidência indireta da transformação de fase para o estado metálico induzida pela ponta/aresta da ferramenta. Isto ocorreria esquematicamente como o que é exposto na Figura 4.12. Este mecanismo foi proposto anteriormente, para extrusões observadas após a indentação do silício com cargas reduzidas, por **PUTTICK & HOSSEINI (1979)** e mais recentemente por **PHARR et ali, (1991)**.

Figura 4.12 Diagrama esquemático mostrando a extrusão da fina camada transformada entre a aresta e o cristal.

A largura dessas lamelas pode variar devido a diversos fatores. O aumento da espessura de corte faz com que a largura aumente (**BLACK, 1971**), quanto maior o ângulo de cisalhamento menor a largura dessas lamelas (**BLAKE & SCATTERGOOD, 1986**) e por fim, quanto mais positivo o ângulo de saída menor a largura (**JASINEVICIUS et al. 1997**). No cavaco em questão foi observada diferença na espessura das lamelas entre o lado mais espesso e o mais delgado. Isto pode ser melhor entendido através das Figuras 4.13 (a) lamelas formadas na parte mais espessa do cavaco, (b) lamelas menores na parte mais fina do cavaco.

Observou-se também, tanto em cavacos metálicos como de silício, (Figuras 4.14 (a) e (b)), a existência de uma trinca longitudinal ao longo do comprimento do cavaco. Esta similaridade poderia ser provavelmente atribuída como sendo decorrente de estados de tensão impostos pela ferramenta durante a usinagem.

No corte com ferramentas com ponta circular a espessura do cavaco (t) varia de zero na posição do centro da ponta da ferramenta até um máximo ($t_{\max}$) no ponto mais alto de contato. No entanto, quando a profundidade de corte ao longo do comprimento de contato, atinge valores da mesma ordem de grandeza do raio da aresta de corte, o material passa a ser removido da mesma forma como foi descrita para o sulcamento (“ploughing”).

Por causa disso, poderia-se assumir que existe uma mudança no estado de tensão envolvido no mecanismo de formação do cavaco . Parte do cavaco (parte mais fina) estaria submetido a elevadas tensões compressivas (ângulo de saída efetivo altamente negativo) e a parte mais espessa estaria submetida a tensões de tração (ângulo de saída nominal da ferramenta). **KITA et alli (1982)** considera que o aumento nas tensões compressivas sobre o plano de cisalhamento impede a quebra do cavaco e ao mesmo tempo facilita ao cavaco ser contínuo embora a ferramenta possua um ângulo de saída muito negativo nas imediações da aresta de corte. Nesse

(a)

(b)

Figura 4.13. Cavacos de silício apresentam estrutura lamelar; (a) lamelas formadas na parte mais espessa do cavaco, (b) lamelas menores na parte mais fina do cavaco.

(a)

(b)

Figura 4.14. Profundidades de corte pequenas. Cavacos apresentam trinca longitudinal separando o cavaco em duas metades, a parte mais estreita corresponde ao lado mais fino do cavaco. (a) cavaco de Silício (b) efeito similar em cavaco de Alumínio.

caso, a deformação por cisalhamento aumenta e o ângulo de cisalhamento diminui significativamente com a diminuição do ângulo de saída da ferramenta. De acordo com os experimentos de **KITA et alli (1982)**, a posição de inversão de polaridade da curva de tensões depende do ângulo de saída da ferramenta, as tensões serão compressivas próximo à aresta de corte para ferramentas com ângulos de saída nominais muito pouco negativo (ou 0°), e quando o ângulo de saída nominal for muito negativo esta inversão de polaridade estará mais próximo à superfície.

No corte de materiais frágeis este aspecto pode ser de grande relevância. Tensões hidrostáticas compressivas elevadas inibem a formação de trincas. Sob a indentação com um indentador Vickers ou Knoop ou á frente da ferramenta de diamante durante a usinagem (**BLACK, 1979**) existem elevadas tensões hidrostáticas. O aumento nesta tensão pode se refletir no aumento da profundidade crítica.

Por outro lado, quando a profundidade de corte é muito pequena (como foi o caso dos cavacos apresentados pelas Figuras 4.14 (a) e (b), $ap = 0,5 \mu m$), e portanto, a largura do cavaco é pequena, o campo de tensões agindo no cavaco ocorrerá sobre uma largura de corte muito menor, de forma que esta estará concentrada sobre uma área de seção transversal muito menor. Nesse caso, observa-se no cavaco produzido, a existência de uma trinca longitudinal a qual separa o cavaco em duas partes em forma de fita. Pode-se observar também nesse caso que o lado cuja largura é menor corresponde à parte mais fina do cavaco. Aqui, como no caso anterior, o mesmo efeito acontece no corte de uma liga de alumínio Figura 4.14 (b). Em alguns casos, esta borda destaca-se do “corpo” do cavaco formando uma fita longa e muito estreita (como mostrado para os dois caso, dando-se ênfase a essas fitas para o caso do silício, Figuras 4.15 (a), (b)).

A magnitude destas tensões dependeriam da espessura nominal de corte. Quando a espessura de corte assim como a profundidade de corte forem “grandes”, tensões de tração (a partir da parte mais espessa do cavaco) agem sobre a porção mais delgada do cavaco, que estão sob tensões compressivas. Estas tensões de tração tornam-se fortes o suficiente para iniciar trincas, de forma que o lado mais fino do cavaco apresentará pequenas trincas como pode ser observado na Figura 4.16 (a). O

(a)

(b)

Figura 4.15. A borda do cavaco destaca-se do corpo principal para formar uma fita longa e estreita (a) Liga de Al-Mg, (b) Si (100).

mesmo pode ocorrer no corte de uma liga de alumínio, isto está evidenciado na Figura 4.16 (b). Isto pode ocorrer porque a espessura do lado mais delgado do cavaco não seria suficientemente “forte” para resistir às tensões de tração exercidas pela parte mais espessa.

Quando o corte é predominantemente frágil os cavacos formados não conseguem manter sua integridade. Pedacos grandes de cavaco juntamente com farelos são encontrados sobre a superfície. A Figura 4.17 apresenta pedaços de cavacos provavelmente produzidos por fratura frágil. A superfície formada não apresenta um aspecto muito bom, mostrando pequenas trincas tanto nas bordas das ranhuras como no seu interior. Estas trincas podem todavia, penetrarem muito fundo no interior do substrato tornando difícil a remoção destes defeitos.

(a)

(b)

Figura 4.16. Espessuras de corte “grandes”: tensões de tração não são fortes o suficiente para iniciar trincas de forma que o cavaco apresenta pequenas irregularidades. (a) cavaco de Si apresentando a parte mais fina com pequenas trincas (b) cavacos de alumínio com efeito similar.

Figura 4.17. Pedacos de cavacos provavelmente produzidos por fratura frágil.

4.6 OBSERVAÇÃO DOS MODOS DE FRATURA NA USINAGEM PLANA EM SILÍCIO

Existe uma limitação do processo para a usinagem em regime dúctil de materiais frágeis (BLAKE, 1988), pois para dadas condições de usinagem, existem valores da taxa de avanço nos quais a espessura crítica de corte corresponde ao início da reprodução dos danos para o interior da superfície acabada.

Se a profundidade crítica dos danos por fratura, na Figura 4.18, não atingissem a região abaixo do plano de corte da superfície acabada (linha tracejada), então uma superfície livre de fratura seria obtida e a condição de usinagem para isso teria sido alcançada. Deve-se ressaltar que, mesmo ocorrendo fratura durante o processo de formação do cavaco em regime dúctil, a restrição seria que estas fraturas não se propagassem e ultrapassassem a linha do plano da superfície.

No entanto, sabe-se que com o aumento da taxa de avanço f , a separação dos arcos de circunferência que circundam a secção transversal do cavaco também será aumentada e o parâmetro t_c (espessura crítica) será deslocado no sentido descendente na direção do centro da ponta da ferramenta (Figura 4.19).

Consequentemente, existe um valor máximo de f para o qual a usinagem em regime dúctil é possível, para dado material e parâmetros de usinagem.

Figura 4.18. Projeção do corte visto ao longo da direção de usinagem. (BLACKLEY & SCATTERGOOD, 1994).

Figura 4.19. O efeito do aumento do avanço por revolução pode fazer com que t_c desloque na direção do centro da ferramenta.

A espessura crítica t_c dependerá da tenacidade, propriedades elastoplásticas do material e condições de tensão-carregamento do material (CHIANG et alli, 1982). Quando a posição da transição frágil-dúctil é movida no sentido ascendente ao longo da largura de contato da ponta da ferramenta (HIATT & STRENKOWSKI, 1992), o processo de usinagem da Figura 4.9 poderia ser aproximado como uma série de cortes ortogonais com decréscimo na profundidade de corte (no caso de faceamento, o avanço).

A Figura 4.20 mostra uma vista ortogonal à profundidade de corte $t > t_c$, em relação a ponta da ferramenta. A fratura pode iniciar no modo I ao longo dos contornos de tensão-tração após a passagem da ferramenta (idem) ou no modo II ao longo dos contornos de tensão-cisalhamento à frente da ponta ferramenta (UEDA et al. 1991).

Figura 4.20. Vista ortogonal do corte para $t > t_c$. Modo I e Modo II de danos por fratura são apresentados esquematicamente (BLACKLEY & SCATTERGOOD, 1994).

Estes dois modos de fratura foram observados, independentemente em condições onde havia a variação do avanço, ou seja, $t > t_c$ (Figuras 4.21 (a) Modo I (b) Modo I + II).

(a)

(b)

Figura 4. 21 . Os dois modos de fratura puderam ser observados em condições onde havia a variação do avanço. (a) modo I, avanço $f = 1,25 \mu\text{m/rev}$, $a_p = 2\mu\text{m}$; (b) modo II, avanço $f = 7,5 \mu\text{m/rev}$, $a_p = 2\mu\text{m}$; com $R_p = 0,77 \text{ mm}$ e $\gamma = 0^\circ$, nos dois casos.

4.7 DANOS SUPERFICIAIS RELACIONADOS COM A ORIENTAÇÃO CRISTALOGRÁFICA E COM A PROFUNDIDADE DE CORTE

Algumas amostras de Si, após o corte, apresentaram danos que são relacionados à orientação da superfície e direção do corte devido à simetria com que foram revelados. Estes danos consistiam de múltiplas trincas na direção perpendicular a direção do corte e estendiam-se sobre uma faixa limitada que tinha a forma de uma “cruz de malta” como mostrado nas Figuras 4.22 (a) e (b). Os Danos foram observados ao longo da direção $[110]$ em amostras de silício (111) e (100) cortadas com ferramenta com ângulos de saída 0° e -25° e ângulo de folga de 12° .

Figura 4.22. Representação esquemática dos danos por “pitting” observados sobre superfícies a) (111) e b) (100) de “wafers” usinados

Estes danos, formados por pequenos “pitts”, também foram observados por **BLAKE (1988)** após o corte com ferramenta com ângulo de saída -30° e ângulo de folga de 6° . Neste trabalho estas trincas não foram sistematicamente estudadas, porém **BLAKE (1988)** apresenta fortes evidências de que o aparecimento e severidade possivelmente estivessem relacionadas ao desgaste da ferramenta, uma vez que estas tornaram-se mais evidentes nas últimas amostras cortadas.

Posteriormente, **BLACKLEY & SCATTERGOOD (1990)** demonstraram que este tipo de dano causado por “pitting”, também observado de maneira similar em germânio, dependia da direção do corte. Esta dependência seria atribuída à máxima amplitude de tensões resolvidas de tração (paralelas às tensões aplicadas) sobre os planos de clivagem (111). Em estruturas cúbicas do diamante como silício, estes são os planos de menor energia de fratura. Estas tensões, por sua vez, mudam com a direção do corte por causa da mudança na orientação do cristal com relação ao eixo principal de tensão. Os autores concluíram que tensões de tração na ponta da ferramenta seriam responsáveis pelos danos por fratura observados- Modo I.

A Figura 4.23 apresenta uma vista geral do centro de uma amostra de Si (100), obtida através de microscopia óptica, cortada com uma ferramenta com Raio de ponta (R_p) igual a 1,52 mm e ângulos de saída (γ) e de folga (α) de -25° e 12° , respectivamente. As condições de corte para este ensaio foram: avanço (f) de 2,5 $\mu\text{m}/\text{rev}$ e profundidades de corte (a_p) variando de 60 μm até 10 μm .

Figura 4.23 Micrografia feita através de microscopia óptica Nomarski apresentando uma vista geral do centro de uma amostra de Si (100). Os danos formam uma espécie de “cruz de Malta” como mostrado na figura 4.22 b).

As regiões danificadas apresentavam-se simétricas, formando uma espécie de “cruz de malta” na superfície (100) do Si, como a representação esquemática apresentada na Figura 4.22 b). Esta representação está concordante com o que foi observado por **BLACKLEY & SCATERGOOD (1990)** após o corte de amostras de Ge com a mesma orientação. Esta consideração pode ser feita uma vez que o Si e o Ge apresentam a mesma estrutura cristalina cúbica do diamante.

A Figura 4.24 mostra a fotomicrografia feita através de MEV onde são apresentadas a região danificada e a não danificada, respectivamente. Na região do regime frágil é possível notar que os danos estão circundados por regiões que provavelmente sofreram alguma deformação plástica pois, existem sinais de escoamento dúctil representado pela marca do passo da ferramenta. Porém, as marcas da ferramenta deixadas na região frágil são menos evidentes do que na região dúctil.

Figura 4.24 Fotomicrografia feita através de MEV onde são apresentadas a região danificada e a não danificada, respectivamente, referente Figura 4.23.

O desgaste também torna-se responsável pelo aumento do número e tamanho dos defeitos gerados na camada subsuperficial, assim como pela profundidade

atingida por estes defeitos. Concluindo, o desgaste pode não ser a causa reveladora mas sim a geradora de quantidade e tamanho desses “pitts”!

Para argumentar a respeito desta afirmação podemos utilizar a Figura 4.25 onde é possível observar que o ombro deixado na peça não apresenta indícios de um corte ocorrido dentro do regime frágil e sim, dúctil.

Figura 4.25 O ombro deixado na mesma amostra da Figura 4.23 não apresenta indícios de um corte ocorrido dentro do regime frágil e sim, dúctil.

Portanto, apesar da afiação da ferramenta apresentar-se danificada, o corte ainda permaneceu dúctil, então, os danos apresentados podem ser resultantes da interação ferramenta material. Com o objetivo de detectar estes danos na superfície, um ensaio deveria ser proposto de forma a revelar a verdadeira razão geradora para o aparecimento destes “pitts”.

Poderia se questionar se a geração desses danos superficiais não seriam decorrentes do estado de tensão provocado pela taxa de avanço, que poderia gerar o

modo II de fratura. Ou então será que estes defeitos seriam provocados pela propagação de trincas médias formadas no interior das ranhuras deixadas pela ferramenta a cada revolução. Existiria uma relação entre o modo de fratura (I ou II) e a orientação da superfície sob condições de corte semelhantes?

Estas questões poderiam ser testadas na usinagem da seguinte maneira: se imaginarmos o perfil da seção transversal de um corpo de prova como mostrado por SHIBATA et al. (1994,1996), esquematizado na Figura 4.26, poderia-se supor que se a amostra usinada, inicialmente com profundidade de corte maior ou igual a $1\text{ }\mu\text{m}$ (onde defeitos subsuperficiais são gerados), recebesse então um passo subsequente em que a profundidade de corte fosse da mesma ordem de grandeza da subcamada danificada (onde existe alta densidade de defeitos e microtrincas), esses defeitos e microtrincas poderiam ser então revelados.

Em função disso, optou-se pela realização de um ensaio onde a superfície de uma amostra de silício (100) seria cortada seguindo a seguinte seqüência: a *taxa de avanço seria mantida constante com valor $f = 2,5\text{ }\mu\text{m/rev}$, a profundidade de corte, no entanto, variaria sendo o primeiro passo com profundidade micrométrica $a_p = 5\text{ }\mu\text{m}$, e o passo subsequente com profundidade submicrométrica $a_p = 0,5\text{ }\mu\text{m}$, de forma que nesse passo a ferramenta estaria certamente cortando no interior da região com alta concentração de microtrincas e discordâncias*. A ferramenta utilizada no ensaio possui $R_p = 0,770\text{ mm}$ e $\gamma = 0^\circ$. A Figura 4.27 mostra o efeito do corte no interior da camada danificada.

a) Vista bidimensional do corte ortogonal; profundidade de corte atinge interior da camada com alta concentração de defeitos, após o passo com $a_p \geq 1 \mu\text{m}$.

b) Superfície após usinagem exibindo micro trincas decorrente da profundidade de corte ter atingido o interior da camada subsuperficial danificada.

Figura 4.26. Diagrama esquemático baseado nos resultados de **SHIBATA et al. (1994, 1996)** mostrando que a aplicação de profundidades de corte inferiores à espessura da camada subsuperficial danificada poderia revelar danos causados por passos anteriores.

Através da Figura 4.27 é possível observar que, mesmo utilizando taxas de avanço onde certamente teríamos a predominância do regime dúctil, a camada superficial apresenta danos gerados a partir de passos anteriores, isto é, trincas médias relacionados à orientação do cristal e dependente da direção de corte.

Da mesma forma, outro ensaio foi realizado seguindo praticamente a mesma metodologia e ferramenta, com amostra de silício (111). Nesse caso, após o corte preliminar com profundidade de corte que seguiam uma seqüência decrescente, nos últimos 4 passos o avanço foi variado decrescentemente de 7.2, 4.8, 2.4 e 1.2 $\mu\text{m}/\text{revolução}$ com profundidade de corte igual a 0.1 μm , formando faixas com 0.5 mm de largura para cada condição de avanço. As Figuras 4.28 a) e b) apresentam

fotografias feitas através de microscopia óptica Nomarski dos danos observados nas duas condições extremas, i.e., 1.2 e 7.2 $\mu\text{m}/\text{revolução}$, respectivamente. Nesse caso, os danos apresentaram-se transversalmente a direção do corte, como se fossem estrias que se tornavam maiores com o aumento da taxa de avanço. A Figura 4.29 apresenta um imagem feita através de MEV onde é mostrado com maior clareza de detalhe os tipos de danos observados para a condição de 1.2 $\mu\text{m}/\text{revolução}$.

Torna-se claro através destas imagens que os danos apresentados nos dois casos não são iguais, porém as origens podem ser similares. O primeiro, (Figura 4.27) mostrando trincas médias, são revelados no interior das ranhuras com aparência similar ao modo II de fratura; enquanto que no segundo (Figura 4.29), os danos aparecem transversalmente à direção do corte, similar ao modo I de fratura. Estudos mais elaborados devem ser realizados de forma a estabelecer se existe uma relação entre o modo de fratura e a orientação da superfície.

Figura 4.27 Efeito do corte com profundidade submicrométrica subsequente a outro realizado com profundidade micrométrica.

(a)

(b)

Figura 4.28 Fotografias feitas através de microscopia óptica Nomarski dos danos observados nas duas condições extremas, i.e., a) $1.2 \mu\text{m}/\text{revolução}$ e b) $7.2 \mu\text{m}/\text{revolução}$, respectivamente.

Figura 4.29. Imagem obtida através de MEV onde é mostrado com maior clareza danos superficiais para a condição mostrada na Figura 4.28 a).

4.8 FERRAMENTAS DE DIAMANTE MONOCRISTALINO PARA O TORNEAMENTO DE ULTRAPRECISÃO

O projeto de ferramentas monocortantes de diamante deve atender os requisitos necessários à usinagem de ultraprecisão, onde acabamentos superficiais menores que 10 nm são freqüentes.

A Figura 4.30 apresenta a geometria da ferramenta, descrevendo os termos e parâmetros assim como duas geometrias diferentes de ponta da ferramenta, ponta circular e ponta seca, respectivamente. Deve-se ressaltar que a ferramenta com ponta seca também é utilizada para o corte de materiais frágeis (CHAO, 1992; DUDUCH, 1993); a geometria com ponta circular são bastante utilizadas para o corte de materiais dúcteis, porém sua aplicação para materiais frágeis tem rendido bons resultados.

Figura 4.30. Geometria das ferramentas de diamante utilizadas no torneamento de ultraprecisão.

Ferramentas de diamante caracterizam-se pela alta resistência à abrasão e extrema fragilidade devido à alta dureza do diamante (WILKS & WILKS, 1972). O lascamento da aresta de corte, independente do seu tamanho, resulta em danos à

superfície. Um exemplo de lascamento da aresta de corte pode ser observado através da Figura 4.31.

Figura 4.31 . Aresta de diamante apresentando lascamento.

O dano à ferramenta de diamante ocorre abruptamente e é difícil de se prever o momento exato do evento. Geralmente, a ferramenta danificada por lascamento não pode mais ser aplicada para propósitos de usinagem de ultraprecisão pois a resolução em termos de espessura e profundidade de corte não pode mais ser garantida, assim como seu desempenho em termos de acabamento superficial.

Outra característica importante da ferramenta de diamante é a geometria da aresta de corte, em particular, sua afiação. Sabe-se hoje que a menor espessura de material removida, que pode ser esperada dentro de uma profundidade considerada estável, talvez seja da mesma magnitude da afiação da aresta de corte (IKAWA, 1977). Para materiais frágeis, profundidades de corte submicrométricas são consideradas chave para o corte em regime dúctil (CHAO, 1992). O processo de torneamento de ultraprecisão deve o seu sucesso ao fato de que o diamante, quando apropriadamente orientado, pode ser afiado cirurgicamente com raios de aresta de 20 a 50 nm, dependendo do(s) processo(s) de afiação [MIYAMOTO, 1987;

MIYAMOTO et alli, 1990]. Portanto, as superfícies são geradas por ferramentas com aresta de corte extremamente afiada (Figura 4.32).

A usinagem de material frágil com ferramenta de diamante apresentando algum tipo de desgaste pode prejudicar tanto o acabamento quanto a integridade superficial e subsuperficial. O desgaste da ferramenta causa danos não só à qualidade da superfície como pode aumentar a quantidade de defeitos subsuperficiais. A aresta de corte de diamante é considerada como a que possui melhor fidelidade de transferência do seu acabamento para a superfície da peça. Portanto qualquer irregularidade, por menor que seja, na aresta de corte devido ao microlascamento ou outros fatores, pode ser reproduzida na superfície usinada. Este aspecto pode ser observado também para materiais frágeis através da Figura 4.33.

Figura 4.32. Fotomicrografia mostrando a aresta de corte afiada.

Figura 4.33 . Marcas deixadas no interior da ranhura que compõe a rugosidade superficial. Avanço de 2,5 $\mu\text{m}/\text{rev}$ e ferramenta com $R_p = 1.52 \text{ mm}$ e ângulo de saída (γ) 0° .

4.8.1 DESGASTE DAS FERRAMENTAS DE DIAMANTE NA USINAGEM DE SILÍCIO MONOCRISTALINO

Durante a operação de torneamento com ferramenta de diamante, a aresta de corte será submetida a pressões e temperaturas muito elevadas. Em decorrência disso, tensões muito altas aliadas à liberação de energia térmica, podem desencadear o processo desgaste e, possivelmente, introduzir danos deletérios na superfície do material usinado.

Quando microdesgastes e/ou microlascamentos ocorrem, ferramentas de diamante passam a, lenta e gradualmente, prejudicar o acabamento superficial e tornando as forças de corte e de atrito cada vez maiores.

A relação entre a dureza do diamante e do material a ser cortado pode ser considerada um fator importante para a análise do desempenho de uma ferramenta de diamante e o desenvolvimento do desgaste (**HURT & DECKER, 1985**). Porém, existe também o efeito da afinidade química do diamante com determinados elementos químicos, e aspectos dinâmicos do corte tais como trepidação, vibrações, etc. (**TANAKA et al., 1980; EVANS, 1991, 1995**).

Os resultados apresentados aqui baseiam-se em observações feitas da aresta de corte através de Microscopia Eletrônica de Varredura. Deve-se ressaltar que o objetivo deste item é apenas apresentar qualitativamente o desgaste das ferramentas utilizadas nos ensaios de usinagem de silício e alguns efeitos provocados em decorrência disso.

Nas micrografias não foi possível observar desgastes aparentes na face de folga das ferramentas. A título de observação pode-se citar que **BLAKE (1988)** consegue melhorar o desempenho do corte de Ge em termos da largura dúctil quando o ângulo de folga aumenta de 4° para 16°, nesse trabalho as ferramentas apresentavam ângulo de folga de 12°.

Aparentemente, as ferramentas com ângulo de saída 0° apresentam desgaste progressivo, pois inicialmente há um espécie de crateramento que, posteriormente, devido a espessura muito delgada (da ordem de 70 - 100 nm para ferramentas comerciais) da porção da aresta, evolui para surgimento de pequenos entalhes (“nicks”). A Figura 4.34 mostra a mesma ferramenta apresentada anteriormente pela Figura 4.32, depois de mais algumas dezenas de ensaios de usinagem em Si. Pode-se observar que a ferramenta apresenta uma espécie de “canaleta” ou um desgaste de cratera sobre a face de saída da ferramenta. Suspeita-se que este tipo de desgaste deve, provavelmente, ser decorrente de mecanismos atritivos e tribotérmicos agindo sobre a aresta.

Existem ainda controvérsias sobre o desgaste do diamante submetido à usinagem de materiais frágeis (**GLARDON & FINNIE, 1981**). Taxas específicas de desgaste para pontas de diamante e silício foram obtidas em ensaios de deslizamento com Microscopia de Força Atômica por **KHUSHUDDOV et al. (1997)**. Os valores estimados da taxa de desgaste do diamante em contato com silício foram $1.4 \times 10^{-9} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$ e $4.5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$, respectivamente. Simulações de torneamento com ferramenta de diamante em silício, através de dinâmica molecular (**BOERCKER et al. 1992**), constataram a presença de partículas de carbetto (SiC) e grafitação da ferramenta. Esta é, ainda, uma questão polêmica, onde não se chegou a resultados precisos sobre estas interações, necessitando de estudos mais profundos sobre o assunto.

A taxa de desgaste do diamante é comparável à taxa de desgaste determinada para o aço ($2.0 \times 10^{-9} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$) cuja dureza é inferior a do silício mas apresenta o elemento Fe que possui grande afinidade com o C da ferramenta de diamante (**CROMPTON, HIRST, HOWSE, 1973**) que provoca a grafitação da aresta da ferramenta. A título de exemplo a taxa de desgaste do diamante contra cobre, que é um material com dureza extremamente inferior e baixa afinidade com diamante, o valor da taxa de desgaste decresce para $4.1 \times 10^{-12} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$!

Figura 4.34 Fotomicrografia obtida através de MEV após algumas dezenas de ensaios de usinagem de silício monocristalino.

Os danos observados na aresta, devido ao desgaste, podem também ser detectados sobre o ombro deixado na peça como mostrado através das Figuras 4.35 (a) e (b) para ferramentas com raios de ponta de 0,77 mm e 1,52 mm, respectivamente.

Uma das constatações mais interessantes sobre o desgaste das ferramentas, utilizadas nos ensaios, foi que ferramentas com ângulo de saída negativo apresentavam sinais de desgaste muito mais severos do que as arestas das ferramentas com ângulo de saída 0° .

O desgaste observado sobre a aresta de corte de ferramentas com ângulo de saída de -25° apresenta-se muito mais drástico sobre a aresta do que no caso anterior. As Figuras 4.36 (a) (b) mostram detalhes da aresta de corte das ferramentas com raios de ponta 0.7708 mm e 1.520 mm, respectivamente. Estes danos podem ter consequências indesejáveis para o acabamento, integridade e tolerâncias da superfície gerada como será visto no item seguinte.

(a)

(b)

Figura 4.35 Ombro não cortado deixado sobre a amostra mostrando a reprodução do desgaste da aresta de corte. Profundidade de corte iguais e ferramentas com raios de ponta de (a) 0,770 mm e (b) 1,52 mm, respectivamente.

(a)

(b)

Figura 4.36 Detalhes da aresta de corte das ferramentas com raios de ponta (a) 0.770 mm e (b) 1.520 mm, respectivamente.

Com a perda da afiação (aumento do raio de aresta) após determinado período de usinagem há um aumento da área de contato entre a aresta e a região do corte. No caso de profundidades de corte fixas, como acontece aqui, isto implica em forças de corte e de atrito muito maiores. A energia térmica gerada, assim como tensões de tração introduzidas na peça durante o processo de corte, serão maiores se comparadas com a ferramenta em estado perfeito (**CHAO, 1992**). Se a ferramenta torna-se muito desgastada, o mecanismo de remoção pode ser considerado apenas o deslizamento da ferramenta sobre a peça (*vide Capítulo 2*). O efeito deste processo decorrente do desgaste manifesta-se na alteração das condições de usinagem uma vez que a área de contato não será mais a mesma.

Sabe-se que ferramentas com ângulo de saída muito negativos geram tensões compressivas maiores na região do corte. Estas tensões atingem valor máximo na aresta e corte (**TRENT, 1984**). Da mesma forma, a área do cisalhamento torna-se maior pois o ângulo de cisalhamento será menor quanto mais negativo for o ângulo de saída. Em função disso, maior energia será necessária para promover o cisalhamento (liberação de energia x área de cisalhamento), assim o calor gerado deve ser maior. Este calor, aliado ao calor gerado pelo deslizamento do cavaco sobre a face de saída da ferramenta pode contribuir para a aceleração deste desgaste.

O diamante, por sua vez, apresenta redução na dureza com aumentos moderados na temperatura. Temperaturas durante a usinagem com diamante pode facilmente atingir 700°K (**HURT & DECKER, 1984**), sendo que **CHAO (1992)** calculou este valor para o corte de silício como sendo da ordem de 1000°C.

Dessa forma pode-se supor que os aspectos colocados até aqui devam ter grande influência nessa severidade do desgaste de ferramentas com ângulo de saída negativo. Conseqüentemente, uma maneira importante para controlar o desgaste do diamante seria através da atenuação do aumento da temperatura na zona de corte refrigerando adequadamente a região de corte.

Para finalizar, em termos quantitativos, o desgaste de ferramentas de diamante e a refrigeração do corte ainda não foram bem estudados para o corte de materiais frágeis, sendo, futuramente, aspectos importantes a serem tratados.

4.8.2 O EFEITO DO DESGASTE DA FERRAMENTA NA RUGOSIDADE SUPERFICIAL GERADA

A qualidade superficial é predominantemente definida pelas marcas residuais da ponta da ferramenta sobre o material após a usinagem. Estas marcas podem causar o espalhamento da luz, que normalmente é inaceitável para comprimentos de onda curtos, porém aceitáveis no infravermelho. O aspecto mais importante seria como reduzir marcas periódicas deixadas pelo avanço assim como outras componentes da rugosidade formadas por vibrações da máquina-ferramenta, microdesgaste e microlascamentos na aresta de corte, e instabilidades na formação do cavaco, de forma a reduzir o espalhamento de baixo e de alto ângulo. Tentativas bem sucedidas já foram realizadas com OFHC (cobre de alta condutividade e livre de oxigênio) torneado com ferramenta de diamante e observadas através de Microscopia de Força Atômica (AFM) e Microscopia de Tunelamento e Varredura (STM) (YU et al., 1994). Trabalho anterior de superfícies torneadas com ferramenta medidas através de STM foi realizado por DRAGOSSET et al. em 1986.

A estrutura da rugosidade de superfícies torneadas com ferramentas de diamante, pode ser detectadas com bastante precisão, na escala micrométrica, através de perfilômetros mecânicos e ópticos sem contato. Todavia, a estrutura “suave” da rugosidade que se encontra na escala micrométrica para submicrométrica pode ser obtida através da *Microscopia de Força Atômica* (AFM). Esta técnica consegue ampliar a resolução lateral para dimensões atômicas sem danificar a amostra (VENKATESH et al. 1997, WHITMORE et al 1994b). Informações dessa magnitude podem ser úteis na compreensão do processo de torneamento com ferramenta de diamante (YU et al., 1994).

A aplicação do AFM para avaliação do acabamento superficial de superfícies de silício torneadas com ferramenta de diamante ainda não foi objeto de muitos trabalhos (WHITMORE et al., 1994a,b), porém acredita-se que esta pode ser uma técnica não só importante para avaliação de aspectos como a rugosidade da superfície mas também do efeito tribológico do desgaste na microtopografia da superfície.

As superfícies de silício, mesmo quando não apresentam “pits”, possuem um acabamento superficial espelhado porém, com visível espalhamento da luz branca, dando a impressão de um efeito de “arco-iris”. No corte de alumínio, este efeito é conhecido e normalmente discutido como sendo causado por pequenos “nicks” (HURT & DECKER, 1986) na aresta de corte que, por sua vez, são reproduzidos na superfície.

Este efeito da difração da luz é devido a marcas de desgaste (Figura 4.37) deixada pela ferramenta no interior das ranhuras que compõe a estrutura da rugosidade da superfície.

Figura 4.37. Fotomicrografia da aresta de corte da ferramenta com forte desgaste.

A título de ilustração, uma forma que poderia ser proposta para observação qualitativa da aresta da ferramenta durante o corte do silício seria através da reprodução destes “dentes” no ombro deixado pela ferramenta. Isto pode ser melhor evidenciado através da Figura 4.38 onde são mostrados 2 ombros equivalentes a duas profundidades de corte utilizadas seguidamente.

Figura 4.38. Fotografia obtida através de Microscopia óptica Nomarski do ombro deixado pela ferramenta em amostra de Silício, onde pode ser observado a reprodução dos “dentes” ao longo do perfil deixado impresso na peça; ferramenta CO60WG, $f = 2,5 \mu\text{m/rev}$, $a_p = 5 \mu\text{m}$ e $3 \mu\text{m}$, Si (111).

Para comprovar se este efeito de difração da luz ou “arco-iris” era gerado por danos no interior das ranhuras, foram realizados testes com Microscopia de Força Atômica com o objetivo mostrar, com maior precisão, o efeito dos micro desgastes sofridos pela aresta da ferramenta. A Figura 4.39 apresenta uma imagem 3D da amostra apresentada na Figura 4.38. Observa-se através da seção transversal da amostra (Figura 4.40) que no interior das marcas deixadas pela ferramenta outras ranhuras, que seriam responsáveis pelo espalhamento da luz, criando este efeito “arco-iris”. A análise do perfil da rugosidade superficial, assim como as frequências predominantes nas superfícies podem ser feitas através do AFM. O PSD (“Power Spectral Density”) obtido da superfície em questão revela que ao invés do passo da ferramenta corresponder ao que foi imposto pelo CNC da máquina, ou seja, $2,5 \mu\text{m/rev}$, são observadas frequências diferentes e mais predominantes do que esta no PSD (Figura 4.41). Estas frequências, decorrentes provavelmente de micro entalhes

na porção da aresta de corte reproduzida no interior da ranhura, exibem frequências maiores que o próprio passo da ferramenta.

229

Figura 4.39 Imagem tridimensional da área medida através do AFM. Observa-se no interior das marcas deixadas pela ferramenta outras ranhuras, que seriam responsáveis pelo espalhamento da luz, criando este efeito “arco-iris”.

229

Figura 4.40. Seção transversal da amostra apresentada na figura anterior.

PSD 229

Figura 4.41. PSD da superfície.

Quanto à rugosidade da peça, observou-se que o valor médio $Ra = 10,911 \pm 0,222$ nm e $Rtm = 47,217 \pm 1,483$ nm, podendo ser considerados maiores do que o previsto para este tipo de usinagem e condições de usinagem. Este aspecto pode apresentar sérios problemas na fabricação de grande lentes a partir de monocristais semicondutores. O motivo para esta diferença não foi estudado porém admitido por alguns pesquisadores (BLAEDEL, K. E., comunicação pessoal, 1998).

Apesar destas constatações, não se pode deixar de observar uma superfície usinada mostrando a reprodução do passo da ferramenta sem a presença de danos na aresta para mostrar a diferença. A Figura 4.42 mostra os resultados de medição da superfície torneada com avanço de $1.25 \mu\text{m}/\text{rev}$. As marcas do espaçamento correspondentes a $1,25 \mu\text{m}/\text{rev}$, é a principal forma da estrutura da rugosidade superficial. A Figura 4.43 apresenta uma fração da superfície em três dimensões dando uma boa noção do comportamento do corte.

Siren6

Figura 4.42 Imagem tridimensional feita através do AFM, mostrando o passo da ferramenta.

Figura 4.43 Seção transversal da amostra cortada com ferramenta CO60LG e avanço $f = 1,25 \mu\text{m}/\text{rev}$, onde é possível observar a predominância do espaçamento de $1,25 \mu\text{m}$ deixado pelo passo da ferramenta.

Deve-se ressaltar que, embora o perfil observado apresente a boa reprodução do passo da ferramenta, a rugosidade R_a foi $15,456 \pm 0,156 \text{ nm}$ com distância média de Pico à Vale $R_{tm} = 64,92 \pm 0,604 \text{ nm}$. Esses valores ainda maiores que os anteriores, porém isso pode ser devido à menores tensões compressivas impostas por

ferramentas com ângulo de saída zero além da contribuição do desgaste da aresta no caso da ferramenta com ângulo de saída negativo.

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Este trabalho analisou o torneamento de ultraprecisão de um monocristal de silício em termos da ductilidade, da fragilidade e efeitos tribológicos da interação ferramenta/peça.

Os ensaios de usinagem visaram a produção de superfícies com acabamento espelhado. A aplicação da metodologia de Ensaio de Corte Interrompido teve a função de revelar o regime de corte predominante durante a usinagem. Micrografias feitas através de MEV mostraram que, sob determinadas condições de usinagem, as superfícies de silício apresentavam-se praticamente livres de defeitos, apesar da presença de sinais significativos de fratura sobre o ombro não cortado. Os danos observados sobre o ombro não cortado são mais severos na porção mais superior do ombro. Esta metodologia mostrou ser bastante eficiente para demonstrar se o corte ocorria somente no regime dúctil, dúctil-frágil ou totalmente frágil.

Ficou demonstrado através de espectroscopia Raman que superfícies cortadas em regime dúctil apresentam camada superficial amorfa. Esta camada apresenta ainda indícios de material cristalino o que vem corroborar com o que foi visto na literatura. O regime frágil foi caracterizado e observou-se que este não apresenta resquícios de material amorfo, somente cristalino. Acredita-se que este material amorfo remanescente sobre a superfície seja uma evidência indireta de que o silício sofreu transformação de fase induzida pela interação ferramenta/peça durante a usinagem. Este fato fornece subsídios para demonstrar que a ductilidade do silício está associada a esta transição de fase induzida por pressão.

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. Esta influência foi medida utilizando-se como parâmetros a largura dúctil de corte (W_d) e espessura crítica do cavaco (t_c). A largura dúctil de corte era utilizada como parâmetro para estimar a espessura crítica do cavaco. Estes parâmetros apresentaram-se muito eficientes como medida da ductilidade do processo.

O aumento da taxa de avanço implicava na 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 a 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 $\mu\text{m/rev}$.

Apesar disso, observou-se para ferramenta com raio de ponta de 0.770 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.

Acredita-se que a ductilidade apresentada pelo silício esteja diretamente relacionada à transformação de fase induzida por pressão/tensão. Por sua vez, baseado na comparação entre os resultados obtidos aqui e nos resultados observados na literatura de espessura crítica do cavaco e espessura da camada amorfa medida em amostras de silício, este trabalho propôs que a ductilidade medida para o silício deve ser modulada pela combinação entre condições de corte e geometria da ferramenta. Isto quer dizer que a máxima ductilidade observada através destes parâmetros decorre da máxima extensão da camada transformada por pressão/tensão durante o corte.

A morfologia dos cavacos coletados e observados através de microscopia eletrônica de varredura mostraram bastante similaridade com cavacos obtidos no corte de uma liga de alumínio. Os cavacos formados durante a usinagem apresentavam estrutura lamelar similar ao que ocorre em cavacos de alumínio. Baseado na observação, através de MEV, da face do cavaco que entra em contato com a face de saída da ferramenta dos cavacos removidos durante a usinagem foi proposto que um dos mecanismos predominantes seria a extrusão do material transformado localizado entre a aresta da ferramenta e o substrato. Além disso, foi mostrado que o estado de tensão imposto pela aresta de corte e condições de usinagem pode provocar trincas longitudinais ou no lado mais delgado dos cavacos formados.

Neste trabalho foram identificados experimentalmente, dois modos de fratura frágil na superfície. O modo I onde o carregamento ocorre pela ação de tensão de tração na direção normal ao plano de trincamento, e o Modo II onde o plano de tensão de cisalhamento ocorre na direção do plano de trincamento. Estes dois modos de fratura foram identificados através de microscopia eletrônica de varredura.

Foi demonstrado que a profundidade de corte não apresenta influência sobre o desempenho do corte para valores maiores que 5 μm . Isso provavelmente ocorre porque para valores maiores o corte estará sempre ocorrendo no interior do substrato. No entanto, quando um passo era realizado com profundidade de corte submicrométrica, após o material ter sido cortado com profundidade de corte micrométrica, danos como trincas médias eram revelados no interior da ranhura. Estes danos normalmente eram revelados em direções preferenciais [110] em superfícies de Si (111) e Si (100).

Foi demonstrado que o estado de afiação da aresta da ferramenta tem função primordial não só para se atingir o regime dúctil mas também para garantir a microrugosidade com qualidade óptica. Qualquer imperfeição sobre aresta de corte pode ser transferido para a superfície da peça, prejudicando a sua função.

A avaliação das ferramentas de diamante antes e após os ensaios de usinagem demonstraram que o silício provoca desgaste severo sobre as arestas de corte. O desgaste apresentado pela aresta de corte da ferramenta com ângulo de saída negativo aparentemente foi mais severo do que para ferramentas com ângulo de saída 0°. Isso pode ter ocorrido devido

ao estado de tensão imposto sobre a ferramenta pela geometria negativa. No entanto, estas ferramentas foram as que apresentaram melhores resultados em termos de acabamento superficial e ductilidade.

A Microscopia de Força Atômica mostrou ser uma técnica com grande utilidade no estudo da tribologia envolvida no corte. Através de imagens obtidas foi possível demonstrar que o efeito “arco-íris” apresentado pela peça após o corte está diretamente relacionado ao estado da aresta de corte da ferramenta. Observou-se que toda imperfeição gerada na aresta da ferramenta era reproduzida na superfície, prejudicando não só a qualidade superficial mas, impedindo a correta avaliação da dinâmica do processo de corte através da identificação das verdadeiras frequências de corte predominantes.

A ductilidade apresentada no corte pode também ser utilizada para avaliação do desgaste da ferramenta. Observou-se que o ombro não cortado, pode revelar o estado de afiação da ferramenta, quando condições de usinagem apropriadas são utilizadas.

O trabalho demonstrou que a ductilidade observada no torneamento de silício monocristalino com ferramenta de diamante está relacionada com a transformação de fase induzida por pressão/tensão geradas pela interação entre a ferramenta e o material da peça.

A usinagem de ultraprecisão ainda é um campo de pesquisa muito incipiente no Brasil. Atualmente, existem apenas dois grupos de pesquisa que estudam assuntos relacionados à usinagem de ultraprecisão, a saber: departamento de Engenharia Mecânica da UFSC e departamento de Engenharia Mecânica da EESC-USP. No entanto, o primeiro não possui instalações apropriadas para realização de ensaios de corte com a mesma precisão que o segundo. Poucos trabalhos sobre usinagem de ultraprecisão de materiais frágeis foram publicados no Brasil (König et al. 1995, Duduch et al. 1996, Shöreter, 1997, Jasinevicius et al. 1997, 1998 a). Este é um campo de pesquisa bastante promissor e que ainda carece de pessoas interessadas para realização de trabalhos.

O Laboratório de Engenharia de Precisão da EESC-USP procura manter convênios com outros laboratórios com o intuito de realizar trabalhos em parceria. Dessa forma, trabalhos são desenvolvidos e os resultados divulgados (Pizani et al., 1998 a, b; Jasinevicius et al., 1998 b, c).

SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- 1) Procurar estabelecer relação entre a pressão de transição de fase e a ductilidade apresentada pelo silício durante a usinagem
- 2) Procurar estabelecer relação entre a pressão de transição de fase e a extensão da camada transformada para outros semicondutores
- 3) Estudar aspectos tribológicos relacionados à interação ferramenta de diamante -materiais frágeis.
- 4) Estudar o comportamento de outros materiais tipicamente frágeis para fabricação de componentes ópticos tais como cerâmica, vidros, etc.
- 5) Aplicar técnicas de monitoramento do processo de torneamento de ultraprecisão de materiais frágeis
- 6) Estudar a integridade superficial e subsuperficial de peças usinadas.
- 7) Estudar os danos superficiais e subsuperficiais baseado no efeito da direção de corte sobre a orientação da superfície

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Aspnes, D.E., Studna, A.A., Phys. Rev. B 27, 985 (1983).
2. Alexander, H., Haasen, P., "Dislocations and plastic flow in the diamond structure", Solid State Physics, Vol. 22, p.27-156, 1968.
3. Bhushan, B., Koinkar, V.N., "Nanoindentation measurement using atomic force microscope", Appl. Phys. Lett., Vol. 64(13):1653-1655, March 1994.
4. Bhushan, B., Li, X., "Micromechanical and tribological characterization of doped single crystal silicon and polysilicon films for microelectromechanical systems devices", J. of Mater. Res., Vol.12(1): 54-63, Jan. 1997.
5. Bifano, T., Dow, T.A, Scattergood, R.O, "Ductile Regime Grinding of Brittle Materials" UPT - UltraPrecision Technology - Springer-Verlag, Braunschweig, p.22-40, 1988.
6. Bifano, T., Dow, T.A, Scattergood, R.O, "Ductile Regime Grinding: A new Technology for Machining Brittle Materials", Trans. ASME, J. of Engg. for Ind., Vol.113, pp. 184-189, 1991.
7. Bismayer, U., Brinksmeier, E., Güttler, B., Seibt, H., Menz, C., "Measurement of sub surface damage in silicon wafers", Prec. Engg., Vol. 16(2):139-144, April 1994.
8. Black, J.T., "On the fundamental mechanism of large strain plastic deformation - Electron microscopy of metal cutting chips" ASME, J. Of Engg. for Industry, Vol., pp. 507-526, May 1971.
9. Black, J.T., "Shear front-lamella structure in large strain plastic deformation processes" ASME, J. Of Engg. for Industry, Vol., pp. 307-316, Feb. 1972.

- 10.Black, J.T. "Flow stress model in metal cutting"Trans. ASME, J. Of Engg. for Industry, Vol. 101, pp. 403-415, Nov. 1979.
- 11.Blake, P.N., Scattergood, R.O., "Chip Topography Of Diamond Turned Ductile Metals". Proc. SPIE, Vol.676, pp.96-103, 1986.
- 12.Blake, P.N., "Ductile-regime turning of Ge and Si", PhD. Thesis, North Carolina State, Raleigh, N.C., 1988.
- 13.Blake, P.N., "Ductile-regime machining of Ge and Si", J. Am. Ceram. Soc., Vol.73(4):949-957, 1990.
- 14.Blackley, W.S., Scattergood, R.O., " Crystal orientation dependence of machining damage - Stress model" J. Am. Ceram. Soc., Vol.73 (10):3113-3115, 1990.
- 15.Blackley, W.S., Scattergood, R.O., "Ductile-regime machining model for diamond turning of brittle materials", Precision Engg., Vol. 13(2):95-103, April 1991.
- 16.Blackley, W.S., Scattergood, R.O., "Chip topography for ductile regime machining of Ge", J. of Engg. for Industry, Vol.116(2):263-266, May 1994.
- 17.Blough, C.G., Rossi, M., Mack, S.K., Michaels, R.L., "Single point diamond turning and replication of visible and near-infrared diffractive optical elements" Appl. Opt., Vol. 36(20): 4648-4654, July 1997.
- 18.Boercker, D.B., Belak, J., Stowers, I.F., Donaldson, R.R., Siekhaus, W.J., "Simulation of diamond turning of silicon surfaces", Seventh ASPE Annual Meeting, pp.45-48, 1992.

- 19.Brinksmeier, E., "State-of-the-Art of Non-Destructive Measurement of Sub-Surface material Properties and Damages".Precision Engineering, Vol. 11(4):211-224, Oct. 1989.
- 20.Bundy, F. P. J. Chem. Phys., Vol. 41, p.3809, 1964.
- 21.Callister, W.D., "Materials Science and Engineering - an Introduction", 3rd edition, John Wiley & Sons, 811p. 1994
- 22.Carlson D.E., Wronski, C.R., "Topics in Applied Physics", vol. 36, pp. 287 - Edited by M.H.Brodsky, Springer-Verlag, New York (1979).
- 23.Castaing, J., Veyssire, P., Kubin, L.P., Rabier, J., "The plastic deformation of silicon between 300C and 600C", Phil. Mag. A., Vol. 44(4):1407-1413, 1981.
- 24.Chao, C-L., Gee, A.E., "Material removal mechanics in the SPDT of brittle materials". Proc. of the 6th ASPE, 1991 Annual Conference, Santa Fe, NM, USA, pp. 112-115, 1991.
- 25.Chao, C-L., PhD thesis, Cranfield Institute of Technology, School of Industrial and Manufacturing Science, 203p., 1992.
- 26.Clarke, D.R., Kroll, M.C., Kirchner, Cook, Rf., Hockey, "Amorphization and conductivity of Si and Ge during indentation", Phys. Rev. Lett., 60(21): 2156-2159, May 1988.
- 27.Callaham, D.L., Morris, J.C., "Extent of phase transformations in SI hardness indetations", J. Mater. Res., Vol.7(7):1614-1617, July 1992.
- 28.Cannon, J.F., "Behavior of the Elements at High Pressure", J. Phys. Chem. Ref. Data, Vol. 3(3):pp. 781-818, 1974.

29. Chiang, S.S., Marshall, D.B., Evans, A.G., "The response of solids to elastic/plastic indentation- I Stresses and Residual Stresses", J. Appl. Phys. Vol.53 (1):298-311, Jan. 1982.
30. Chiang, S.S., Marshall, D.B., Evans, A.G., "The response of solids to elastic/plastic indentation- II Fracture initiation", J. Appl. Phys. Vol.53 (1):312-317, Jan. 1982.
31. Crompton, D., Hirst, W., Howse, M.G.W., "The wear of diamond". Proc. Royal Soc. (London). A.333, pp.435-454, 1973.
32. Dragoset, R.A., Young, R.D., Layer, Mielczarek, S.R., Teague, E.C., Celotta, "Scanning tunneling microscopy applied to optical surfaces", Optics Letters, Vol. 11(9):560-562, Sept. 1986.
33. Duduch, J.G., "Some critical aspects of machine design and performance for the machining of brittle materials". PhD thesis, Cranfield Institute of Technology, School of Industrial and Manufacturing Science, 168p., 1993.
34. Duduch, J.G., Gee, A E., Porto, A J. V., Jasincevicius, R.G., Carpinetti, L.C.R., "Model of Brittle Materials Single Point Machining with Removal Rates". Revista Brasileira de Ciências Mecânicas (Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences), Vol. 18(1): 33-39, Janeiro 1996..
35. Evans, S, C. "Cryogenic diamond turning of stainless steel" Annals of the CIRP, Vol.40(2):571-575, 1991.
36. Fuchs, B.A., Syn, C.K., Velsko, S.P., " Fine diamond turning of KDP crystals", Appl. Opt., Vol. 25, pp.1733-1735, 1986.

37. Fuchs, B.A., Syn, C.K., Velsko, S.P., "Diamond turning of L-arginine phosphate, a new organic non-linear material", *Appl. Opt.*, Vol. 28(20): 4465-4472, Oct. 1989.
38. Fuchs, B.A., Syn, C.K., Velsko, S.P., "Diamond turning of lithium niobate for optical applications", *Appl. Opt.*, Vol. 31(27):5788-5793, Sept. 1992.
39. Gerk, A. P., Tabor, D., "Indentation hardness and semiconductor-metal transition of germanium and silicon", *NATURE*, Vol.271, p.732-733, Feb. 1978.
40. Gilman, J.J., "Escape of Dislocation from Bound States by Tunneling", *J. of Appl. Phys.*, Vol. 39 (13): 6086-6090, Dec. 1968.
41. Gilman, J.J., "Insulator-metal transitions at microindentations", *J. Mater. Res.* Vol. 7 (3):535-538, Mar 1992.
42. Giovanola, J.H., Finnie, I., "On the machining of glass" *J. Mater. Sci.*, Vol.15, pp.2508-2514, 1980.
43. Glardon, R.E., Finnie, I., "Some Observations on the wear of Single Point diamond tools used for machining glass", *J. Of Mater. Science*, Vol. 16, pp. 1776-1784, 1981.
44. Gridneva, I.V., Milman, Y.V., Trefilov, M., "Phase transformation in diamond-structure crystals during hardness measurements", *Phys. Status Solidi A*, 14, p. 177, 1972.
45. Gupta, M.C. , Ruoff, A.L., "Static Compression of Silicon in the [100] and in the [111] directions" *J.Appl.Phys.*, Vol. 51 (2): 1072 -1075, Feb. 1980.
46. Herrmann, P.S., Silva, M.A P. Bernardes Fo. , R., Job, A E., Colnago, L.A, Frommer, J.E., Mattoso, H.C., "Microscopia de Varredura por Força: uma Ferramenta Poderosa no Estudo de Polímeros", *Polímeros: Ciência e Tecnologia*, pp. 5161, Out/Dez 1997.

47. Hiatt, G.D., Strenkowski, J.S., "Fracture mechanics applied to the ductile machining of brittle materials" Sixth ASPE Annual Meeting, pp.29-32, 1991.
48. Hirsh, P.B, Roberts, S.G., Samuels, J., "The brittle-ductile transitions in silicon- II Interpretation", Proc. Royal Soc. London A 421, pp. 25-53, 1989.
49. Hu, J.Z., Markle, L.D., Menoni, C.S., Sapain, I.L., "Crystal data for high-pressure phases of silicon", Phys. Rev. B., Vol. 34(7): 4679-4684, Oct. 1986.
50. Hull, D. "Introduction to dislocations", 2nd ed., Pergamon Press, 271p. 1975
51. Hurt, H.H., Decker, D.L., "Tribological considerations of the diamond single point tool", Proc. of the SPIE, Production aspects of single point machined optics, Vol. 508, pp.126-131, 1984.
52. Hurt, H.H., Showman, G.A., "Wear test of a preselected diamond tool", Proc. of the SPIE, Ultraprecision Machining and Automated Fabrication of Optics, Vol. 676, pp.116-124, 1986
53. Ikawa, N. Shimada, S., "Cutting Tool for Ultraprecision Machining", Proc. of 3rd Int. Conf. on production Engg., 3, Kyoto, Japan, pp. 357-364, July 1977.
54. Ikawa, N., Donaldson, R.R., Komanduri, R., König, W., McKeown, P.A., Moriwaki, T., Stowers, I.F., "Ultraprecision metal cutting -The past, the present and the future". Annals of the CIRP, Vol. 40(2):587-594, 1991.
55. Ikawa, N., Shimada, S., Morooka, H. "Technology of diamond tool for ultraprecision metal cutting", Bull. Japan Soc. of Prec. Engg., Vol. 21 (4) : 233-238, Dec. 1987.

56. Imai, M., Yaoita, K., Katayama, Y., Chen, J.Q, Tsuji, K., "Amorphization from the quenched high-pressure phase of silicon and germanium", *J. Non-Crystalline Solids*, Vol.150, pp. 49-52, 1992.
57. 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* Vo. 46(1):31-34, 1997.
58. Jameison, J.C., "Crystal structures at high pressures of metallic modifications of Si and Ge", *Science*, Vol.139, 762-764, Feb. 1963.
59. Jasinevicius, R.G., "Caracterização da usinabilidade de ultraprecisão de ligas de alumínio produzidas no Brasil" Dissertação de Mestrado, 151p., São Carlos - EESC-USP, 1994.
60. Jasinevicius, R.G., Porto, A J.V., Duduch, J.G "Morphology and Topography of Chip Produced by Diamond Turning of Al-Mg Alloy for Mirrors". Twelveth American Society for Precision Engineering Annual Conference, Vol. 16, pp.224-229, Norfolk, Virginia, USA, October 1997.
61. Jasinevicius, R.G., Porto, A J.V., Duduch, J.G., "Chip morphology in ductile-regime diamond turning of single crystal silicon" *ACTA MICROSCOPICA* (Proceedings XVI Meeting of the Brazilian Society for Electron Microscopy) Vol.6, Suppl. A, pp.92-93, Sept. 1997.
62. Jasinevicius, R.G., Duduch, J.G., Porto, A J.V. "Two fracture modes observed through sem in brittle-to-ductile regime diamond turning of monocrystalline silicon", *ACTA MICROSCOPICA*, Vol. 7 (Suppl. A):417-420, October 1998a
63. Jasinevicius, R.G., Herrmann, P., Duduch, J.G., Porto, A J.V. "Surface Characterization of Ductile Regime Diamond Turned Monocrystalline Silicon Through AFM and SEM:

A Brief Comparison" ACTA MICROSCOPICA, Vol. 7 (Suppl. A):453-456, October 1998b.

- 64.Jasinevicius, R.G., Duduch, J.G., Porto, A J.V., Gee, A E., "Influence of phase transition on cutting depth and chip thickness limits in ductile machining of silicon". Thirteenth American Society for Precision Engineering Annual Conference, Saint Louis, Missouri, USA, October 25-30, 1998 c.
- 65.Jayaraman, A. Klement, W., Kennedy, G.C., "Melting and polymorphism at high pressures in some group IV elements and III-V compounds with the diamond/zincblende structure" Phys. Rev., 130(2):540-547, 1963.
- 66.Jeynes, C. Puttick, K. E., Whitmore, L.C. , Gärtner, K., Gee, A . E. , Millen, D.K., Webb, R.P., Peel, R.M.A, Sealy, B.J., "Laterally resolved crystalline damage in single point diamond turned silicon", Nuclear Instruments & Methods In Phys. Research: Section B - Beam Interactions with Material and Atoms , Vol. 118(1-4) 431-436, Sept. 1996.
- 67.Johansson, S., Shweitz, J-A., "Contact damage in single crystal silicon investigated by cross sectional transmission electron microscopy", J Am. Ceram. Soc., 71(8):617-623, 1988.
- 68.Johansson, S., Shweitz, J-A., Lagerlöf, K.P.D., "Surface defects in polished silicon studied by cross sectional transmission electron microscopy", J. Am. Ceram. Soc., 72(7):1136-1139, 1989.
- 69.Johnson, K.L., "The correlation of indentation experiments", J. Mech Phys. Solids, Vol. 18, pp.115-126, 1970.
- 70.Johnson, O.W., "Damage produced in Ge at room temperature by indentation", Vol. 37(7): 2521-2526, June 1966.

- 71.Kanai, A ., Inaba, F., Miyashita, M., Kato, R., Yokotsuka, T., Fujita, S. Daito, M.,
“Microcutting phenomena of monocrystalline silicon with large nose radius diamond
tool” 12th ASPE Annual Meeting, Norfolk, Virginia, USA, Oct. 5-10, pp.211-214, 1997

- 72.Kendall, K., “Complexities of compression failure”, Proc. of Royal Soc. London A.361,
pp.245-263, 1978.

- 73.KITA, Y., IDO, M., KAWASAKI, N., “A study of metal flow ahead of tool face with
large negative rake angle”, Trans. ASME, J. of Engg. for Industry, Vol.104 (3): pp. 319-
325, Aug. 1982.

- 74.Koinkar, V.N., Bhushan, B., “Scanning and transmission electron microscopies of single
crystal silicon microworn/machined using atomic force microscopy”, J. Mater. Res.,
Vol. 12(12); 3219-3224, Dec. 1997.

- 75.Komanduri, R., Lucca, D.A, Tani, Y., “Technological Advances in Fine Abrasive
Processes” Annals of the CIRP, Vol. 46(2):545-596, 1997.

- 76.König, W.,Spenrath,N.,"The influence of the crystallographic structure of the substrate
material on surface quality and cutting forces in micromachining". Springer-Verlag,
Braunschweig, 417p., 1991.

- 77.König, W., Zamel, S., Schroeter, R.B., “Desenvolvimento na fabricação de componentes
ópticos transmissivos no espectro infravermelho através da usinagem de ultraprecisão”,
COBEM/CIDIM, Anais, Belo Horizonte, M.G., Brazil, 1995.

- 78.Khurshudov, A.G., Kato, K., Koide, H., “Wear of the AFM diamond tip sliding against
silicon”, WEAR, Vol.203-204, pp.22-27, 1997.

- 79.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., Vol. 11(5): 1228-1237, May 1996.
- 80.LANDA, G. Software developed by G.Landa, from Laboratoire de Physique des Solides, Université Paul Sabatier, 118 route de Narbonne, 31062 Toulouse, France 1993.
- 81.Lawn, B.R., Wilshaw, R., "Review - Indentaion fracture: principles and applications", J. of Materials Science, Vol. 10, pp.1049-1080, 1975b.
- 82.Lawn, B.R., Evans, A.G., "A model for crack initiation in elastic/plastic indentaion fields", J. of Materials Science, Vol. 12, pp.2195-2199, 1977.
- 83.Loudon, R.Adv. Phys., **13**, 423 (1964).
- 84.Lucazeau, G., Abello, L., "Micro-Raman analysis of resifual stresses and phase transformations in crystalline silicon under microindentation", J. Mater. Res., Vol. 12(9): 2262-2273, 1997.
- 85.Lucca, D.A., Seo, Y.W. Prediction of the partitions of energies and temperatures in orthogonal ultraprecision machining" Proc. of the 5th Int. Prec. Eng. Seminar and Annual Meeting of the ASPE, Monterey, Ca, USA, pp.116-120, 1989.
- 86.Lucca, D.A., Rhorer, R.L., Komanduri, R., "Energy dissipation in the ultra-precision machining of copper". Annals of the CIRP, Vol. 40 (1): 69-72, 1991
- 87.Lucca, D.A., Seo, Y.W., "Single point diamond turning of (111) CdTe for epitaxial film growth" Proc. of ASPE annual meeting, 1992.
- 88.Lucca, D.A., Seo, Y.W., "Effect of tool edge geometry on energy dissipation in ultraprecision machining" Annals of the CIRP, Vol. 42(1): 83-86. 1993.

- 89.Lucca, D.A., Seo, Y.W., Rhorer, R.L., "Aspects of surface generation in orthogonal ultraprecision machining" *Annals of the CIRP*, Vol. 43(1): 43-46. 1994.
- 90.Lucca, D.A., Rhorer, R.L., Maggiore, C.J., Seo, Y.W., "Assessment of subsurface damage in ultraprecision-machined CdS by Ion Chanelling" *Annals of the CIRP*, Vol. 44(1): 513-516. 1995.
- 91.Marsh,D.M., *Proc. Roy. Soc. Lond. A*, Vol.279, p.420, 1964.
- 92.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, pp. 461-475, 1983.
- 93.McKeown, P.A., "The Role of Precision Engineering in Manufacturing of the Future", *Annals of the CIRP*, Vol. 36(2):1-21, 1986.
- 94.Merchant, M.E., "Mechanics of the metal cutting process. I. Orthogonal cutting and a type 2 chip". *J. of Applied Physics*, Vol. 16(5):267-275, May 1945.
- 95.Miyamoto, I., "Ultra fine finishing of diamonds tools by ion beams". *Prec. Engg.*, Vol. 9 (2):71-78, April 1987.
- 96.Miyamoto, I., Ezawa, T., Nishimura, K., "Ion beam machining of single-point diamond tools for nano-precision turning". *Nanotechnology*, Vol. 1 (1):44-49, 1990.
- 97.Michel, J.P., Omri, M., Oueldennaoua, A., George, A., "Plastic deformation and surface investigation of (100) oriented silicon single crystal", *Scripta Metall.*, 16(6): 677-682, 1982.

- 98.Minowa, K., Sumino, K., "Stress-Induced amorphization of a silicon crystal by mechanical scratching", *Phys.Rev. Letters*, Vol. 69(2): 320-322, July 1992.
- 99.Minomura, S., Drickamer, H.G., "Pressure-induced phase transformations in Si, Ge, and some III-V compounds", *J. Phys. Chem. Solids*, Vol. 23, pp.451-456, 1962.
- 100.Morita, N., Yoshida, Y., "Brittle-Ductile Transition and its Control in Machining of Monocrystal Silicon", *J. of the Cerm. Soc. of Japan*, Int. Edition Vol. 102, pp.1139-1143, Dec. 1994.
- 101.Morris, J.C., Callaham, D.L., "Origins of the ductile regime in low load scratching in Si", *J. Mater. Res.*, Vol.9(11):2907-2913, Nov.1994.
- 102.Morris, J.C., Callaham, D.L., Kulik, J., Patten, J.A., Scattergood, R.O. "Origins of the ductile regime in single point diamond turning of semiconductors", *J. Am. Ceram. Soc.*, 78(8):2015-2020, 1995.
- 103.Nakasuji, T., Kodera, S., Hara, S., Matsunaga, H., Ikawa, N., Shimada, S., Diamond turning of brittle materials for optical components, *Annals of the CIRP*, Vol.39(1):89-92, 1990.
- 104.Ohira, F., Itakura, M., "Characterization of Si surface by Ellipsometry", *Bull. Jap. Soc. of Prec. Engg.*, Vol. 13(3): 152-154, Sept. 1979.
- 105.Oliver, W.C. Pharr, G.M., "An improved technique for determining hardness and plastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments", *J.Mater. Res.*, Vol.7(6): 1564-1583, June 1992.
- 106.Pethica, J.B., Hutchings, R., Oliver, W.C., "Hardness measurement at penetration depths as small as 20 nm", *Phil. Mag. A*, Vol. 48(4):593-606, 1983.

107. Page, T.F., Oliver, W.C., McHargue, C.J., "The deformation behavior of ceramic crystals subjected to very low load (nano) indentation", *J. Mater. Res.* Vol.7(2): 450-471, Feb. 1992.
108. Pharr, G.M., Oliver, W.C., Clarke, D.R., 1989, "Hysteresis and discontinuity in the indentation load displacement behavior of silicon" *Scripta Metall.*, Vol.23 (11):1949-1952, 1989.
109. Pharr, G. M., Oliver, W.C., Harding, D.S., "New evidence for pressure induced phase transformation owing indentation of silicon", *J. Mater. Res.*, Vol. 6, pp.1129-1130, 1991.
110. Pharr, G.M., Oliver, W.C., Cook., R.F., Kirchner, P.D., Kroll, M.C., Dinger, T.R., Clarke, D.R., "Electrical resistance of metallic contacts on silicon and germanium during indentation", *J.Mater. Res.*, 7(4): 961-972, 1992.
111. Pizani, P.S., Jasinevicius, R.G., Duduch, J.G., Porto, A J.V. "Ductile and Brittle damage in single point diamond turned silicon probed by Raman scattering", *Journal of Materials Science Letters*, 1998 a (Submetido para publicação)
112. Pizani, P.S., Jasinevicius, R.G., Duduch, J.G., Porto, A J.V. "Evidence of Phase transformation in single point diamond turned GaAs", 1998 (trabalho não publicado)
113. Puttick, K.E., Shahid, M.A., Hosseini, M.M., "Size effects in abrasion of brittle materials", *J. Phys. D: Appl. Phys.*, Vol. 12, pp. 195-202, 1979.
114. Puttick, K.E., Shahid, M.A., "Room temperature slip in silicon foils", *Phys. Status Solidi A*, Vol. 59, pp.K5-K8, 1980a.

115. Puttick, K.E., Hosseini, M.M., "Fracture by a pointed indenter on near (111) silicon", *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 13, 875-880, 1980b.
116. Puttick, K.E., "The correlation of fracture transitions" *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 13, 2249-2262, 1980c.
117. Puttick, K.E., Rudman, M.R., Smith, K.J., Franks, A., Lindsey, K., "Single-point diamond machining of glasses", *Proc. Roy. Soc. Lond. A*, Vol.426, p.19-30, 1989.
118. Puttick, K.E., Franks, A., "The physics of ductile-brittle machining transitions: single point theory and experiment" *Jap. Soc. Prec. Engg.*, Vol. 56 (5):12-16, 1990.
119. Puttick, K.E., Jeynes, C., Rudman, M., Gee, A.E., Chao, C.L., "Surface damage in nanomachined silicon", *Semicond. Sci. Technol.*, Vol.7, p.255-259, 1992.
120. Puttick, K.E., Whitmore, L. C., Gee, A.E., Chao, C.L., "Transmission electron microscopy of nanomachined of silicon crystals". *Phil. Mag. A*, , Vol.6991-103, 1994.
121. Puttick, K.E., Whitmore, L. C., Gee, A.E., Chao, C.L., "Energy Scaling transitions in machining of silicon by diamond". *Tribology International*, Vol. 28(6):349-355, Sept.1995.
122. Quinn, G.D., Salem, J., Bar-On, I., Cho, K., Foley, M., Fang, H., "Fracture toughness of advanced ceramics at room temperature" *J. of Res. of the National Inst. of Standards and Technology*, Vol. 97(5):, p.579-607, 1992.
123. Ramalingan, S., Black, J.T., "An Electron Microscopy Study of Chip Formation" *Metallurgical Trans.*, Vol. 4, pp.1103-1112, April 1973.
124. Rentsch, R., Inasaki, I., "Investigation of surface integrity by Molecular Dynamics Simulation", *Annals of the CIRP*, Vol. 44(1):295-298, 1995.

125. Rhorer, R.L., Lucca, D.A., "An Experimental Procedure for Studying Diamond Turning Chip Mechanics" in Proc. of the 1990 Annual Meeting of the ASPE, Rochester, NY, USA, pp.51-54, 1990.
126. Richter, H., Wang, Z.P., Ley, L., Solid State Commun., **39**, 625 (1981).
127. Roberts, S.G., Pirouz, P., Hirsh, P.B., "Dopping effects on indentation plasticity and fracture in geramnum", J. Mater. Sci. , Vol. 20, pp. 1739-1747, 1985.
128. Samuels, J., Roberts, S.G., "The brittle-ductile transitions in silicon- I Experiments Interpretaion", Proc. Royal Soc. London A 421, pp. 1-23, 1989.
129. Scott, C.G., Danyluk, "Examination of silicon wear debris in a linear scratch test", Wear, Vol. 152, p.183-185, 1992.
130. Shaw, M.C., "Metal cutting principles". Oxford Univ. Press, 593p., 1984.
131. Shen H., Pollak, F.H., Appl. Phys. Lett., **45**, 692 (1984).
132. Shen, T.D., Koch, C.C., McCormick, T.L., Nemanich, R.J., Huang, J.Y, Huang, J.G., "The Structure and Property characteristics of amorphous/nanocrystalline silicon produced by ball milling", J. Materials Research, Vol. 10(1):139-148, Jan. 1995.
133. Shibata, T., Ono, A. Kurihara, K., Makino, E., Ikeda, M., "Cross-section transmission electron microscope observations of diamond turned single crystal Si surfaces", Appl. Phys. Lett. Vol.65 (20): 2553-2555, Nov. 1994.
134. Shibata, T., Fujii, S., Makino, E., Ikeda, M., "Ductile-regime turning mechanism of single crystal Si", Prec. Engg., Vol.18 (2/3):129-137, April/May 1996.

135. Shimada, S., Ikawa, N., Inamura, T., Takezawa, N., Ohmori, H., Sata, T. "Brittle-ductile transition phenomena in microindentation and micromachining" *Annals of the CIRP*, Vol. 44(1):523-526, 1995.
136. Shinomura, O., Minomura, S., Sakai, S., Asaumi, K., Tamura, K., Fukushima, J., Endo, H., "Pressure-induced semiconductors-metal transitions in amorphous Si and Ge" *Philos.Mag.A*, 29(3): 547-558, 1974.
137. Shöreter, R.B., Tese de Doutorado, UFSC, 1997.
138. Schröter, W., Brion, H. G., Siethof, H., "Yield point and dislocation mobility in silicon and germanium", *J. Appl. Phys.* , Vol.54(4):1816-1820, April 1983.
139. Smith, S.T., "Machining of silicon using high-speed miniature diamond cutters", *J. Phys. D: Appl. Phys.*, Vol. 23, p.607-616, 1990.
140. Sparks, R.G., Paesler, M.A., "Micro-Raman analysis of stress in machined silicon and germanium", *Prec. Engg.* , Vol.10(4): 191-198, Oct. 1988.
141. Sparks, R.G., Enloe, W.S., Paesler, M.A., "Micro-Raman depth analysis of residual stress in machined germanium", *Prec. Engg.* , Vol.13(3): 189-195, July, 1991.
142. Stowers, I.F., Belak, J.F., Lucca, D.A., Komanduri, R., Rhorer, R.L., Moriwaki, T., Okuda, K., Ikawa, N., Shimada, S., Tanaka, H., Dow, T.A., Drescher, J.D., "Molecular Dynamics Simulation of the Chip Forming Process in Single Crystal Copper and Comparison with Experimental Data" in *Proc. of the 6th ASPE Annual Conference*, Santa FE, NM, USA, pp. 100-103, 1991.
143. Studman, C.J., Moore, M.A., Jones, S.E., "On the correlation of indentation experiments", *J. Phys. D: Appl. Phys.*, Vol. 10, p.949-962, 1977.

- 144.Suzuki, T., Ohmura, T, "Ultramicroindentation of silicon at elevated temperatures", Phil. Mag. A, Vol. 74(5):1073-1084, 1996.
- 145.Tanaka, T., Ikawa, N., Tsuwa, H., "Afinity of diamond for metals". Annals of the CIRP, Vol.30 (1): 241-245, 1981.
- 146.Tanikella, B.V., Somasekhar, A .H., Sowers, A . T., R. J.Nemanich, Scattergood, R.O ., "Phase transformations during microcutting tests on silicon", Appl. Phys. Lett., Vol.69(19):2870-2872, 1996.
- 147.Terpstra, R.A ., Pex, P.P.A .C .,de Vries, A . H. "Ceramic processing". Ed. CHAPMAN & Hall. London, 217 p., 1995.
- 148.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, pp.112-115, 1991.
- 149.Trent, "Metal Cutting Principles", Butterworth, 3rd edition, 1984.
- 150.Ueda, K., Sugita, T, Hiraga, H., "A J-Integral approch to material removal mechanism in microcutting of ceramics", Annals of the CIRP, Vol. 40 (1):61-64, 1991.
- 151.Ueda, K., Manabe, K., "Chip formation mechanism in microcutting of an Amorphous Metal" , Annals of the CIRP, Vol. 41 (1):129-132, 1992.
- 152.Venkatesh, V.C., Inasaki, I., Toenshof, H.K., Nakagawa, T., Marinescu, I.D., "Observation on polishing and ultraprecision machining of semiconductors substrate materials", Annals of the CIRP, Vol. 44(2):611-618, 1995.
- 153.Venkatesh, V.C., Fang, F, Chee, W.K. "On Mirror Surfaces Obtained with and Without Polishing", Annals of the CIRP, Vol. 46(1):505-508, 1997.

154. Weintorf, R.H., Kasper, J.S., "Two new forms of Si", *Science*, Vol. 139, p.338-339, 1963.
155. Weck, M., Fisher, S., Vos, M., "Fabrication of microcomponents using ultraprecision machine tools", *Nanotechnology*, Vol.8, pp.145-148, 1997.
156. White, G.S., Freiman, S.W., Fuller, E.R., Baker, T.L. "Effects of crystal bonding on brittle fracture" *J. Mater. Res.*, Vol.3(3):491-497, May/Jun. 1988.
157. Whitmore, L.C., Puttick, K.E., Watts, J.F., "Surface layers of polished and nanomachined silicon", *Proc. ICEM-13*, pp.799-800, Paris, 17-22 July, 1994a.
158. Whitmore, L.C., Puttick, K.E., Zhdan, P., "Comparison of SEM, AFM and XTEM for imaging finely finished surfaces", *Proc. ICEM-13*, pp.1055-1056, Paris, 17-22 July, 1994b.
159. Wickboldt, P., Anastassakis, E., Sauer R., Cardona, M., *Phys. Rev. B* **35**, 1362 (1987).
160. Wilks, E.M., Wilks, J., "The resistance of diamond to abrasion". *J. Phys. D: Appl. Phys.*, Vol. 5, 1902-1919, 1972.
161. Wortman, J.J., Evans, R.A., "Young's modulus, shear modulus and Poisson's ratio in Si and Ge", *J. of Appl. Phys.*, Vol. 36(1):153-156, 1965.
162. Yonenaga, I., Onose, U., Sumino, K., "Mechanical Properties of GaAs Crystals" *J. Mater. Res.*, Vol.2(2): 252-261, Mar/Apr 1987.
163. Yu, J., Hou, L., Ma, W.S., Cao, J.L., Yu, J.Y., Yao, J.E., "Nanometer characterization of single point diamond-turned mirrors on the micrometer and submicrometer scale", *J. of Vacuum Sci. & Technol. B*, Vol. 12(3) 1835-1838, May-June 1994

- 164.Zanotto, E.D., Migliore Jr., A.R., "Propriedades mecânicas de materiais cerâmicos: uma introdução", Cerâmica, Vol. 37(247):7-16, Jan./Fev. 1991.
- 165.Zhang, L., Mahdi, M., "The plastic behaviour of silicon subjected to micro-indentation", J. Materials Sci., Vol. 31, pp.5671-5676, 1996.
- 166.Zwick A., Carles, R., Phys. Rev., **48**, 6024 (1993).