Universidade de São Paulo

Escola de Engenharia de São Carlos

MICRO E NANOUSINAGEM DOS MATERIAIS FRÁGEIS

MARCEL HENRIQUE MILITÃO DIB

Departamento de Engenharia Mecânica

MARCEL HENRIQUE MILITÃO DIB

Micro e NanoUsinagem dos Materiais Frágeis

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

Programa: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Manufatura

Orientador: Prof. Dr. Renato Goulart
Jasinevicius

São Carlos
2018

ESTE EXEMPLAR TRATA-SE
DA VERSÃO CORRIGIDA. A
VERSÃO ORIGINAL
ENCONTRA-SE DISPONÍVEL
JUNTO AO DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA DA
EESC

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO,
POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS
DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da
EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

M543m Militão Dib, Marcel Henrique
Micro e NanoUsinagem dos Materiais Frágeis / Marcel
Henrique Militão Dib; orientador Renato Goulart
Jasinevicius. São Carlos, 2018.

Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica e Área de Concentração em
Manufatura -- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2018.

1. Torneamento com diamante. 2. Endentação. 3.
Espessura crítica de usinagem. 4. Silício (100). 5. InSb
(100). 6. Forças e Tensões residuais. 7. Pressão e
Energia. 8. Integridade Superficial. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Tecnólogo **MARCEL HENRIQUE MILITÃO DIB.**

Título da tese: "Micro e nanousinagem dos materiais frágeis".

Data da defesa: 10/12/2018.

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Titular **Renato Goulart Jasinevicius (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Titular **Jaime Gilberto Duduch**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Dr. **Juan Carlos Campos Rubio**
(Universidade Federal de Minas Gerais/UFMG)

APROVADO

Prof. Dr. **Marcelo Bertolete Carneiro**
(Universidade Federal do Espírito Santo/UFES)

Aprovado

Prof. Dr. **João Paulo Colafemina**
(Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo/IFSP –
Campus Sertãozinho)

APROVADO

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica:
Prof. Associado **Gherhardt Ribatski**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Luís Fernando Costa Alberto**

DEDICATÓRIA

Dedico esta obra a
Daniela Teodoro de Souza
por todos os anos compartilhando
deste árduo caminho escolhido

AGRADECIMENTOS

Ao orientador e amigo Prof. Dr. Renato Goulart Jasinevicius, com quem pude aprender muito, por todos esses anos de companheirismo, competência e respeito.

Aos Professores Dr. Alessandro Roger Rodrigues e Dr. Jaime Gilberto Duduch por toda atenção, compartilhamento de conhecimentos e pela disponibilização do Laboratório de Processos de Fabricação e do Laboratório de Mecânica de Precisão.

Ao Dr. Reginaldo Teixeira Coelho pela disponibilização do microscópio confocal.

Ao Prof. Dr. Paulo Sergio Pizani pela colaboração na realização de espectroscopia micro Raman.

Ao Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo coordenador do laboratório de transformação de fases, ao Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti coordenador do Laboratório de Engenharia de Superfícies e ao supervisor Bacharel Pedro Luiz Di Lorenzo pela colaboração na realização de ensaios nos respectivos laboratórios.

A Maria Helena de Oliveira Piazzetta do CNPEM – Centro Nacional de Pesquisas em Energia e Materiais pelo fornecimento de amostra de Silício para os experimentos preliminares.

Ao Prof. Dr. Gherhardt Ribatski coordenador da pós-graduação.

Ao Instituto Federal de São Paulo (IFSP), pelo apoio na qualificação de seus docentes, por possibilitar minha dedicação integral para o desenvolvimento deste trabalho a partir da metade do período do doutorado.

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo apoio financeiro da pesquisa.

Aos Técnicos de laboratório Mauro Olivatto, José Carlos Risardi, Luíz Carlos Neves, José Carlos Botelho, Tiago Monteiro Camponucci e ao pessoal da secretaria da pós-graduação Iara Alice de Oliveira e Ana Paula Bueno Bardelotte pela amizade desenvolvida ao longo desses anos.

Aos amigos de laboratório André Gonçalves, Ricardo Arai, José Otoboni, Igor Basso, Daniel Seco, Dhiego Dias, Fernando Oliveira, Adriana Norcino e Kandice Ribeiro. Foram muitos cafés filosóficos.

Ao amigo Gileard Matos de Almeida, diretor da empresa Dinasi, pela parceria por todos esses anos e pela ajuda na fabricação dos dispositivos para os experimentos.

A minha família Militão: minha mãe Isabel Cristina, meus tios Marcos Antônio, Rosângela Aparecida, Rosa Maria, Fabiano Aparecido, Alzira de Jesus, e especialmente a minha avó Verônica Nunes, o braço forte dessa família (em memória). A vocês meu respeito e consideração.

Militão Dib, M. H. (2018). **Micro e NanoUsinagem dos Materiais Frágeis**. 137 p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

RESUMO

Materiais frágeis, tal como o silício, têm sido utilizados em sistemas microeletromecânicos, semicondutores e dispositivos ópticos infravermelhos. Estes tipos de materiais são considerados de difícil usinabilidade devido à tendência de sofrerem fraturas. O grande desafio na usinagem dos materiais cristalinos é alcançar uma remoção de material por deformações plásticas (regime dúctil), pois nessas condições as superfícies ópticas usinadas são geradas sem nenhum dano. Esse regime de usinagem pode ser alcançado em escalas submicrométricas, de forma que, em muitos cristais, as pressões impostas pela ferramenta são altas o suficiente para conduzi-rem uma transformação de fase do material, favorecendo, assim, a usinagem. Embora pesquisas sobre a relação entre a endentação e a usinagem tenham sido desenvolvidas, a busca por métodos matemáticos com base nas forças e deformações de endentação para serem usados em usinagem de modo a identificar as condições ótimas para remoção de material em regime dúctil não são triviais. O presente trabalho propõe uma relação mais direta com os resultados de endentação para determinar os parâmetros ótimos de usinagem dos materiais frágeis, correlacionando a área da face do endentador em contato e a área efetiva da secção de corte em usinagem. Para isso, ensaios de endentação e experimentos de usinagem com ferramenta de diamante foram realizados em escala micro e nanométrica. O material analisado aqui foi o silício monocristalino (100). Uma matriz experimental foi planejada para as possíveis correlações da variação do ângulo de saída da ferramenta e do avanço de usinagem com as áreas de endentação e o surgimento das trincas e fraturas; forças de usinagem e a pressão de transição frágil-dúctil; tensão residual; espessura crítica de corte e o estado das superfícies usinadas. Em relação às durezas obtidas, foi preciso separá-las em dois estágios: antes do surgimento das trincas durante a endentação e depois desse ponto. Durante a usinagem, a melhor remoção de material em regime dúctil foi obtida na direção mais dura do silício. Os ângulos de saída que proporcionaram resultados desfavoráveis em termos de integridade superficial foram o de -25° e ângulos mais negativos que -60° . A pressão de transição se apresentou de 12 GPa a 13 GPa, sendo que as energias específicas de corte seguiram o mesmo comportamento: 9 J/mm^3 a 10 J/mm^3 respectivamente. A tensão residual se mostrou inversamente proporcional às forças de usinagem. As espessuras crítica-efetivas de corte variaram de 100 nm a 560 nm. Os valores das espessuras críticas de corte estimadas pelos ensaios de endentação variaram de 200 nm a 530 nm. Portanto, foi possível mostrar que os valores de espessura crítica estimados pelo método proposto, com base nos resultados de endentação, corresponderam muito bem às espessuras críticas obtidas nos experimentos de usinagem. Assim sendo, torna-se possível determinar por meio de tal técnica os valores ótimos de usinagem, podendo ser aplicada para qualquer material cristalino.

Palavras Chaves: Materiais frágeis, Torneamento com diamante, Ângulo de saída da ferramenta, Endentação, Espessura crítica de Corte, Forças e Tensões residuais, Pressão e Energia, Integridade Superficial.

Militão Dib, M. H. (2018). **Micro e NanoMachining of Brittle Materials**. 137 p. Thesis (Doctorate) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

ABSTRACT

Brittle materials, such as silicon, have been used in microelectromechanical systems, semiconductor and infrared optical devices. These types of materials are considered of difficult to machine due to the tendency to suffer fractures. The great challenge in the machining of crystalline materials is to achieve a removal of material by plastic deformations (ductile regime), because in these conditions the machined optical surfaces are generated without any superficial damage. This type of machining can be achieved on a submicrometric machining scale, so that the pressures imposed by the tool are high and lead to a phase transformation of many crystals favoring the machining in ductile regime. Although research on the relationship between microindentation and micromachining has been developed, the search for mathematical methods based on the forces and the deformations of indentation to be used in machining in order to identify the machining conditions under regime ductile are non-trivial. The present work proposes a more direct relationship with the results of the indentation to determine the optimal parameters of the fragile materials, correlating the indenter face area and the cutting section effective area in machining. For this purpose, indentation tests and diamond tool machining experiments were carried out on a micro and nanometric scale. The material analyzed here was monocrystalline silicon (100). An experimental matrix was planned for the possible correlations of the variation of the tool rake angle and of the machining feed with the areas of indentation and the beginning of cracks and fractures; cutting forces and the fragile-ductile transition pressure; residual stress; critical cutting thickness and the state of machined surfaces. In relation to the hardness obtained, it was necessary to separate them in two stages: before the emergence of the cracks during the indentation and after that point. During machining, the best removal of ductile material was obtained in the hardest direction of the silicon. The rake angles which gave unfavorable results in terms of surface integrity were -25° and angles more negative than -60° . The transition pressure reached values from 12 GPa to 13 GPa, and the specific shear energies followed the same behavior: 9 J/mm³ at 10 J/mm³ respectively. The residual stress was inversely proportional to the machining forces. Critical-effective uncut thicknesses ranged from 100 nm to 560 nm. The values of the critical uncut thicknesses estimated by the indentation tests ranged from 200 nm to 530 nm. Therefore, it was possible to show that the critical thickness values estimated by the proposed method, based on indentation results, corresponded very well to the critical thickness obtained in the machining experiments. Thus, it is possible to determine by means of such a technique the optimum values of machining, which can be applied to crystalline material.

Key words: Brittle materials, Diamond Turning, Tool rake angle, Indentation, Undeformed Chip Critical Thickness, Residual Stress and Forces, Pressure and Energy, Surface Integrity.

LISTA DE SÍMBOLOS

F	Força de endentação
F_c	Força de corte
F_t	Força de compressão (“thrust force”)
F_a	Força ativa
F_f	Força de avanço
F_u	Força de usinagem (total)
F_N	Força normal a superfície de contato
u_c	Energia de corte
u	Energia específica de corte
R_ε	Raio de ponta da ferramenta de usinagem
r_c	Raio de corte em usinagem
h	Espessura de corte
h[*]	Espessura crítica de corte
h_e	Espessura efetiva de corte
h_e[*]	Espessura crítica-efetiva de corte
h_{e max}	Espessura efetiva de corte máxima
ap	Profundidade de usinagem
ap_e	Profundidade efetiva de usinagem
ap[*]	Profundidade crítica
ap_e[*]	Profundidade crítica-efetiva
A_s	Área da secção de corte em usinagem
A_{s e}	Área efetiva da secção de corte em usinagem
L_e	Comprimento efetivo do arco médio de corte
A_f	Área de contato da face do endentador
A_E	Área de projeção de endentação
V_E	Volume comprimido por uma das faces do endentador
D	Diagonal maior de endentação
ℓ	Comprimento de abertura de endentação
r_{Ab}	Raio de abertura de endentação
H_i	Deslocamento do endentador
H_i[']	Deslocamento na superfície de contato af
$\overline{H}_t'$	Deslocamento médio na superfície de contato af
ω	Ângulo de abertura de endentação
η_V	Ângulo de deslocamento da face de contato vickers
η_{KD}	Ângulo de deslocamento da face de contato knoop
η_B	Ângulo de deslocamento da face de contato berkovich
δ	Ângulo de inclinação das arestas
γ_f	Ângulo de inclinação das faces do endentador
AFM	Microscopia de força atômica
CAD	Desenho auxiliado por computador
IC95%	Intervalo de confiança de 95%,
IP95%:	Intervalo de predição de 95%
n₀	Número de réplicas de um planejamento composto central
n_c	Número de pontos do cubo de um planejamento composto central
n_s	Distâncias axiais de um planejamento composto central
PCC	Planejamento Composto Central

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Célula unitária do silício.....	25
Figura 2.2 – Planos de escorregamento do silício.....	26
Figura 2.3 – Possíveis sentidos de clivagem do silício conforme os planos de trabalho.....	27
Figura 2.4 – Variação do módulo de elasticidade do plano de trabalho (100) do silício.....	28
Figura 2.5 – Teste de riscamento com ponta de diamante (Yu e Qian, 2013).....	29
Figura 2.6 – Endentação	30
Figura 2.7 – Variação do ângulo do endentador em nanoendentação Berkovich.....	32
Figura 2.8 – Variação do ângulo da face do endentador em nanoendentação Berkovich	33
Figura 2.9 – Diagrama esquemático dos tipos de fraturas principais dos materiais frágeis. ..	34
Figura 2.10 – Diagrama esquemático dos tipos de fraturas principais dos materiais frágeis. 34	
Figura 2.11 – Estratégia de usinagem em mergulho rotativa (YAN et al., 2009).	35
Figura 2.12 – Usinagem em mergulho rotativo do silício (100).....	36
Figura 2.13 – Modelo esquemático para o mecanismo de danos subsuperficiais no silício ..	39
Figura 2.14 – Torneamento de componente óptico (“Diamond Turned Optics”, 2015).	39
Figura 2.15 – Remoção de material em torneamento com ferramenta de diamante.....	43
Figura 2.16 – Superfície usinada com ferramenta de diamante de aresta linear.....	44
Figura 2.17 – Tensões máximas e seus danos superficiais em torneamento	45
Figura 2.18 – Efeito anisotrópico.....	46
Figura 2.19 – Ângulo de saída e a espessura crítica de corte mínima (YAN et al., 2002).	47
Figura 3.1 – Espessura de corte (h) e a efetiva (he).	49
Figura 3.2 – Raio de corte rc e o ângulo de saída da ferramenta.	50
Figura 3.3 – Raio de corte estimado da relação entre o raio de ponta e o ângulo de saída. ...	51
Figura 3.4 – Posicionamento ótimo para determinação da espessura efetiva de corte.	52
Figura 3.5 – Nomenclatura correspondente à secção de corte efetiva	52
Figura 3.6 – Representação do comprimento de reta para um ponto excêntrico	53
Figura 3.7 – Relação trigonométrica para determinação da área efetiva.	54
Figura 3.8 – Erros máximos da Equação 3.18.	56
Figura 3.9 – Forças de usinagem em torneamento com ferramenta de diamante.....	57
Figura 3.10 – Representação esquemática do surgimento das forças de corte	57
Figura 3.11 – Representação esquemática para diferenciar a energia específica de corte.....	59
Figura 3.12 – Área efetiva da secção de corte (Ase) da ferramenta com ângulo de saída	61
Figura 3.13 – Endentador Vickers..	62
Figura 3.14 – Endentador Knoop.....	64
Figura 3.15 – Endentador Berkovich: ηB – ângulo de deslocamento da face	67
Figura 3.16 – Ângulo de defasagem entre os endentadores Vickers, Knoop e Berkovich.	68
Figura 3.17 – Variação da área de contato dos endentadores Vickers, Knoop e Berkovich. .	69
Figura 3.18 – Decomposição de forças no endentador Vickers.....	70
Figura 3.19 – Variação do volume comprimido por uma das faces	71
Figura 3.20 – Variação da Força em endentação versus o deslocamento da face de contato. 71	
Figura 4.1 – Elementos presentes nas amostras por espectroscopia de dispersão de energia. 73	
Figura 4.2 – Visão geral torno CNC de ultraprecisão ASG 2500.....	75
Figura 4.3 – Dimensões padrões das ferramentas de diamante de ponta circular $r\varnothing 762 \mu m$. 76	
Figura 4.4 – Dimensões aproximadas da aresta de corte da ferramenta de diamante.....	76
Figura 4.5 – Dispositivo para variação do ângulo de saída.	77
Figura 4.6 – Nivelamento da ferramenta.	78
Figura 4.7 – Ressalto na peça	78
Figura 4.8 – Fluido de corte aplicado para os experimentos de usinagem.	80

Figura 4.9 – Conjunto experimental no torno NC de ultraprecisão	81
Figura 4.10 – Direção das forças de usinagem e os eixos ortogonais.	82
Figura 4.11 – Frequência natural do eixo-z do dinamômetro piezoelétrico.....	82
Figura 4.12 – Programa de computador desenvolvido para o tratamento das forças	83
Figura 4.13 – Programa de computador para o dimensionamento das lente.....	84
Figura 4.14 – Ferramentas de diamante com ponta um quarto de círculo	85
Figura 4.15 – Estratégia de usinagem das lentes de Fresnel.	85
Figura 5.1 – Hipótese de remoção de material em regime dúctil.	86
Figura 5.2 – Relação entre a minibalança e a balança de precisão.....	87
Figura 5.3 – Medições das diagonais e profundidades de endentação	88
Figura 5.4 – Força de endentação em relação ao deslocamento do endentador Vickers	89
Figura 5.5 – Redução de volume e recuperação elástica do silício (100)	91
Figura 5.6 – Pressão de compressão, área de contato e o surgimento das trincas Vickers.	92
Figura 5.7 – Pressão de compressão, área de contato e o surgimento de trincas Knoop.	93
Figura 5.8 – Pressão de compressão, área de contato e o surgimento de trincas Berkovich...94	
Figura 5.9 – Área de contato do início de propagação das trinca.....	95
Figura 5.10 – Experimento de usinagem executado conforme o planejamento.....	96
Figura 5.11 – Exemplo da faixa 4 do experimento.	96
Figura 5.12 – Superfície de resposta do PCC.....	97
Figura 5.13 – Superfícies de resposta da rugosidade S_q (nm)	99
Figura 5.14 – Experimento PCC secundário: superfície de resposta da rugosidade S_q	100
Figura 5.15 – Superfícies usinadas com ferramenta de diamante ($R_{\epsilon}0,762\text{mm}$) o.....	101
Figura 5.16 – Exemplo de formação de cavaco durante a usinagem do silício (100).....	102
Figura 5.17 – Lamelas dos cavacos de silício (100) após usinagem.	102
Figura 5.18 – Comportamento das forças de usinagem com ferramenta de diamante	103
Figura 5.19 – Comportamento das forças de usinagem com ferramenta de diamante	104
Figura 5.20 – Comportamento das forças de usinagem com ferramenta de diamante	105
Figura 5.21 – Comportamento da força de usinagem conforme as faixas de usinagem	106
Figura 5.22 – Comportamento da força de usinagem F_u	108
Figura 5.23 – Força de corte e de compressão versus a ductilidade.....	111
Figura 5.24 – Pressão de compressão da superfície de saída da ferramenta	113
Figura 5.25 – Comportamento da energia específica de corte (j/mm^3)	115
Figura 5.26 – Superfícies de resposta da energia específica de corte (j/mm^3)	116
Figura 5.27 – Variação da energia específica de corte (j/mm^3).....	116
Figura 5.28 – Lascamento da ferramenta de diamante.....	117
Figura 5.29 – Exemplo, faixa 5 ($f2,5\mu\text{m}/\gamma\text{-}22,5^\circ$).....	118
Figura 5.30 – Espectro micro Raman da faixa 5 ($f2,5\mu\text{m}/\gamma\text{-}22,5^\circ$ e direção [100])	119
Figura 5.31 – Superfície de resposta da tensão residual (MPa)	120
Figura 5.32 – Correlação entre a força de usinagem F_u e a tensão residual	121
Figura 5.33 – Ombro de usinagem das faixas do experimento.	121
Figura 5.34 – Raio de corte do ombro de usinagem da faixa 4 ($f4,0\mu\text{m}/\gamma\text{-}22,5^\circ$)	122
Figura 5.35 – Raio de corte r_c do ombro de usinagem.	123
Figura 5.36 – Determinação da espessura crítica-efetiva de corte.	123
Figura 5.37 – Espessura crítica-efetiva de corte h_e^*	124
Figura 5.38 – Equivalência entre a usinagem com ferramenta de diamante	125
Figura 5.39 – Equivalência entre os resultados de espessuras crítica-efetivas h_e^* obtidas. 127	
Figura 5.40 – Ilustração de Lentes ópticas..	128
Figura 5.41 – Lentes de Fresnel fabricadas no silício (100).....	129
Figura 5.42 – Testes de movimentos em mergulho.....	130
Figura 5.43 – Ponta da ferramenta de diamante ($R_{\epsilon}0,107\text{ mm}$) após usinagem.....	130

Figura 5.44 – Recuperação elástica do InSb (100) em nanoendentação.....	131
Figura 5.45 – Lente Fresnel fabricada no InSb (100) com ferramenta de diamante	132
Figura 5.46 – Lente Fresnel fabricada no InSb (100) com ferramenta de diamante.	133

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Estrutura cristalina e as respectivas regiões de pressão das fases do silício	31
Tabela 2.2 – Fases do silício durante a endentação (HULL, 1999).....	31
Tabela 4.1 – Propriedades físicas e mecânicas do silício e antimoneto de índio.	73
Tabela 4.2 – Matriz experimental do planejamento composto central.	80
Tabela 5.1 – Cargas efetivas dos microdurômetros Vickers e Knoop.....	87
Tabela 5.2 – Equação de predição da força de endentação F_i (mN).....	90
Tabela 5.3 – Energias médias específicas equivalentes de corte (j/mm^3) no Silício (100).	92
Tabela 5.4 – Ajuste da série de Fourier (8 termos) para a força de usinagem F_u	107
Tabela 5.5 – Ajuste da série de Fourier (8 termos) para a força de corte F_c	109
Tabela 5.6 – Ajuste da série de Fourier (8 termos) para a força de compressão F_t	110

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
1.1	OBJETIVOS	23
1.2	ORGANIZAÇÃO DA TESE.....	23
2	MATERIAIS FRÁGEIS	25
2.1	EFEITO ANISOTRÓPICO	25
2.2	MICRO E NANOENDENTAÇÃO	29
2.3	MICRO E NANOUSINAGEM	35
2.4	MICRO E NANOTORNEAMENTO COM FERRAMENTA DE DIAMANTE. 39	
2.4.1	Espessura Crítica de Corte	40
2.4.2	Anisotropia.....	44
2.4.3	Ângulo de saída da ferramenta.....	47
3	MODELAMENTOS.....	49
3.1	TORNEAMENTO COM FERRAMENTA DE DIAMANTE	49
3.1.1	Espessura de Corte	49
3.1.2	Forças de Usinagem: Corte e Compressão	56
3.1.3	Energia Específica de Corte e a Pressão Específica de Corte.....	59
3.1.4	Pressão de Compressão da Superfície de Saída	60
3.2	ENDENTAÇÃO	62
3.2.1	Área de Contato	62
3.2.2	Pressão de Compressão da Superfície de Contato	69
3.2.3	Energia Específica Equivalente de Corte	70
4	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	73
4.1	MATERIAL DA AMOSTRA	73
4.2	ENSAIOS DE MICRO E NANOENDENTAÇÃO.....	74
4.3	EXPERIMENTOS DE MICRO E NANOUSINAGEM	74
4.3.1	Torno CNC de Ultraprecisão	74
4.3.2	Ferramentas de Diamante com Ponta Circular	75
4.3.3	Dispositivo para o Ângulo de Saída.....	77
4.3.4	Nivelamento da Ponta da Ferramenta	78
4.3.5	Matriz Estatística.....	79

4.3.6	Fluido de Corte	80
4.3.7	Dinamometria	81
4.4	LENTE DE FRESNEL	84
4.4.1	Dimensionamento	84
4.4.2	Ferramentas e Estratégia de Usinagem	85
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	86
5.1	MICRO E NANOENDENTAÇÃO	86
5.1.1	Forças de endentação	89
5.1.2	Volume deformado e a Energia específica de endentação	90
5.1.3	Área e Pressão de compressão da Superfície de Contato	92
5.2	MICRO E NANOTORNEAMENTO COM FERRAMENTA DE DIAMANTE	95
5.2.1	Estado das Superfícies usinadas	97
5.2.2	Formação dos Cavacos	102
5.2.3	Forças de Usinagem	103
5.2.4	Pressão de Transição Frágil-Dúctil	112
5.2.5	Energia Específica de Corte	114
5.2.6	Tensão Residual	118
5.2.7	Raio de Corte	121
5.2.8	Espessura Crítica-Efetiva de Corte	123
5.3	APLICAÇÃO	128
6	CONCLUSÃO	134
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	136
	REFERÊNCIAS	137

1 INTRODUÇÃO

Materiais frágeis, tal como silício (Si), antimoneto de índio (InSb), germânio (Ge), sulfeto de zinco (ZnS), entre outros, são normalmente usados em produtos com foco em semicondutores e dispositivos ópticos infravermelhos. A usinagem destes materiais de baixa tenacidade é complicada em decorrência dos danos superficiais e subsuperficiais que podem ocorrer (O'CONNOR; MARSH; COUEY, 2005).

Quando a usinagem dos materiais frágeis é realizada nas mesmas condições dos materiais não ferrosos, tais como alumínio, cobre e suas ligas, geralmente é esperado que o modo frágil seja o principal mecanismo de remoção desses materiais tipicamente frágeis. Contudo, torna-se possível usinar esses materiais sob regime dúctil (modo plástico) quando parâmetros de corte adequados são aplicados (JASINEVICIUS, 2004).

Em vista disso, investigações têm sido realizadas e valores específicos de espessura de corte foram propostos para diferentes cristais com o intuito de alcançar a remoção de material em regime dúctil. A influência dos parâmetros de corte (e.g.: avanço e profundidade de usinagem) e a geometria da ferramenta (e.g.: raio de ponta e ângulo de saída) têm sido pesquisadas (BLAKE; SCATTERGOOD, 1990; NAKASUJI et al., 1990; PAWASE et al., 2014). Integridade superficial também são aspectos de grande interesse. Interações da ferramenta de corte durante a formação da superfície usinada demonstrando os tipos de defeitos e danos superficiais têm sido expostas por Lucca, Seo e Komanduri (1993) e Arefin et al. (2007).

Sabe-se que o comportamento plástico dos materiais cristalinos durante a usinagem é devido ao mecanismo de cisalhamento, envolvendo a ativação do sistema de escorregamento dos possíveis planos da estrutura cristalográfica do material e o movimento de discordâncias. Consequentemente, pode ser observado que certas direções do material se comportam de forma mais frágil (BLACKLEY e SCATTERGOOD, 1990). A resposta do material conforme a direção cristalográfica pode ser entendida pelo exemplo da endentação Knoop de forma que a análise de duas direções podem fornecer valores diferentes de dureza (O'CONNOR, MARSH e COUEY, 2005).

Com base nisso, a resposta dúctil de um material frágil durante a micro e nanousinagem com ferramenta de diamante tem sido investigada sob diferentes abordagens. Por exemplo, o comportamento plástico do silício durante o torneamento com ferramenta de diamante tem sido

atribuído a transformação da estrutura natural do silício (semelhante a do diamante) para uma estrutura metálica (semelhante à dos materiais metálicos), a qual é induzida por altas pressões (MORRIS et al., 1995; PIZANI et al., 1999; JASINEVICIUS, PIZANI e DUDUCH, 2000; JASINEVICIUS, DUDUCH e PIZANI, 2007).

A estrutura metálica (β -Sn) transformada do silício é mais densa que a estrutura cúbica do diamante em temperatura ambiente e pressão atmosférica. A pressão crítica requerida para essa transformação pode ser encontrada no intervalo de 11,3 a 12,5 GPa, de modo que, com o alívio da pressão, a fase metálica pode se transformar em uma fase amorfa metaestável, dependendo da velocidade de descompressão. Tal fase pode ser encontrada no intervalo de 9,0 a 7,5 GPa (CAI et al., 2007). No caso do silício, sob condições de cisalhamento, a transição de sua estrutura natural para uma estrutura de fase metálica pode ser reduzida de 12,5 GPa para 8 GPa com máximo cisalhamento (GILMAN, 1992; HU et al., 1986; GUPTA e RUOFF, 1980).

Jasinevicius, Duduch e Pizani (2008) demonstraram que a fase metaestável do silício pode ter uma forte dependência em relação a tensão de cisalhamento na direção cristalográfica, pois a transformação de fase para múltiplas fases ocorre mais facilmente na direção com o maior valor de dureza.

A compreensão do fenômeno de resposta plástica do material tipicamente frágil pode ser considerada um dos assuntos mais importantes relativos ao estudo da usinabilidade desses tipos de materiais, de forma que as propriedades mecânicas são os primeiros parâmetros para o correlacionamento com a teoria da usinagem, a fim de pressupor o comportamento plástico desses materiais. Entretanto, se um material cristalino anisotrópico é utilizado, a resposta do material não corresponderá diretamente ao esperado, sendo que, neste caso, ocorrerão algumas divergências conforme as mudanças de direções cristalográficas (ZHANG e TANAKA, 1998; GERBIG et al., 2009; GOULDSTONE et al., 2007; BLACKLEY e SCATTERGOOD, 1990; HUNG e FU, 2000; CHAO et al., 2002).

As direções e planos cristalográficos da estrutura cristalina (célula unitária) podem ser representadas pelos índices de Miller indicados por três números inteiros, hkl , que correspondem aos respectivos eixos x , y e z (CALLISTER; RETHWISCH, 2014). Direções específicas são representadas pelos índices dentro de colchetes $[hkl]$; direções equivalentes são representadas por $\langle hkl \rangle$; planos específicos são indicados por (hkl) e os planos equivalente por $\{hkl\}$.

Tanto em endentação quanto em usinagem os efeitos de anisotropia são proeminentes e o material tipicamente frágil pode se comportar de modo dúctil se estiver abaixo de um valor crítico (LAWN e EVANS, 1977; YAN et al., 2009). Se os valores de carga aplicadas ou

parâmetros de corte estipulados forem maiores que o valor crítico, trincas podem surgir e danificar a superfície desse material. Muitas teorias e estudos experimentais têm sido desenvolvidos nesse campo. Os meios utilizados para estudar o comportamento dúctil dos cristais inclui a análise experimental (BLAKE e SCATTERGOOD, 1990; CHAO et al., 2002; LIU et al., 2007), a dinâmica molecular e elementos finitos (INAMURA, TAKEZAWA e KUMAKI, 1993; TANAKA, SHIMADA e IKAWA, 2004; FANG, WU e LIU, 2005; CAI, LI e RAHMAN, 2007; OLUFAYO e ABOU-EL-HOSSEIN, 2013), e métodos matemáticos (CHIU, ENDRES e THOULESS, 2001; AREFIN et al., 2007; ZHANG et al., 2013).

Embora a endentação seja quase estática em relação à usinagem, elas compartilham do mesmo mecanismo de transição frágil-dúctil (pressão e cisalhamento). A área de contato do endentador de ponta piramidal de diamante pode alcançar valores de áreas da mesma ordem de grandeza das ferramentas de diamante com ponta circular usadas na micro e nanousinagem. Portanto, um método rápido para determinação dos parâmetros ótimos de usinagem para remoção de material em regime dúctil poderia ser alcançado por meio de uma correlação direta com os ensaios de endentação. Caso seja possível, essa correlação mais direta surge como algo promissor, capaz de diminuir o tempo experimental na investigação dos parâmetros de usinagem frente aos grandes avanços no desenvolvimento de novos materiais, uma vez que cerâmicas e semicondutores são muito usados em sistemas microeletromecânicos.

Um exemplo desse tipo de material é o silício, que é muito usado na microeletrônica, dispositivos ópticos infravermelhos e componentes mecânicos, devido a sua capacidade de atingir dimensões muito reduzidas e manter sua alta resistência estrutural.

O crescimento da indústria de semicondutores se dá pelo rápido desenvolvimento de dispositivos capazes de reunir múltiplas tarefas. As tecnologias de fabricação disponíveis para microfabricação das amostras de silício requerem outros processos de fabricação capazes de dar formas e perfis mais complexos a essas amostras, os quais permitirão melhorar ainda mais essa demanda de microfabricação com resultados eficientes (ARIF, RAHMAN e SAN, 2012).

Por sua vez, o torneamento de ultraprecisão com ferramentas de diamante é importante para a fabricação de dispositivos ópticos infravermelhos (JASINEVICIUS e PIZANI, 2007) pois o acabamento óptico (na ordem de nanômetros) é o principal interesse nesse tipo de processo, enquanto que para os semicondutores a qualidade subsuperficial também é importante (XIAO, TO e JELENKOVIĆ, 2015), além de poder executar perfis mais complexos sobre a superfície usinada como ondulações tridimensionais (LIU et al., 2018), superfícies parabólicas (TIAN, YIN e LI, 2015) ou matrizes prismáticas (LI; YI, 2010).

Na micro e nanousinagem dos materiais frágeis com ferramenta de diamante, tem sido relatado que, quanto mais negativo o ângulo da superfície de saída, melhor será a remoção de material em regime dúctil e maiores avanços poderão ser usados (YAN et al., 2002; TANAKA; SHIMADA; ANTHONY, 2007; VENKATACHALAM, LI e LIANG, 2009). Porém, pouco é dito sobre o quão negativo pode ser esse ângulo (ZONG et al., 2016), se em uma determinada angulação ele poderá ou não afetar a superfície acabada da peça ou prejudicar a ferramenta; ou ainda se o aumento desse ângulo negativo possui uma relação proporcional ao avanço da ferramenta. Uma vez que o material é anisotrópico, possivelmente em determinados ângulos, o efeito pode não ser tão positivo como esperado.

1.1 OBJETIVOS

O presente trabalho propõe um procedimento experimental capaz de determinar os parâmetros ótimos de usinagem para remoção de material em modo dúctil, livre de danos superficiais, dos materiais tipicamente frágeis, por meio dos ensaios de endentação, correlacionando a área da face do endentador em contato e a área efetiva da secção de corte em usinagem. Além disso também é proposto um esclarecimento mais detalhado do efeito da interação entre o ângulo saída negativo da ferramenta, o avanço de usinagem e as direções cristalográficas do material sobre as forças de usinagem; pressão de transição frágil-dúctil; energia específica de corte; tensões residuais e integridade superficial.

1.2 ORGANIZAÇÃO DA TESE

A tese está organizada em sete seções que compreendem este capítulo introdutório; o material semicondutor silício; modelamentos; procedimentos experimentais; resultados e discussões; conclusões e sugestões para trabalhos futuros.

A primeira seção fornece uma introdução com a finalidade de contextualizar o trabalho de pesquisa, enfatizando a importância do tema proposto, as razões de elaboração do estudo e os objetivos pretendidos.

A segunda secção apresenta as características físico-mecânicas intrínsecas do silício monocristalino e as principais propriedades em endentação, juntamente com o estado da pesquisa em micro e nanousinagem com ferramenta de diamante.

A terceira secção apresenta os modelos matemáticos desenvolvidos que serão usados neste trabalho de pesquisa. O foco desta secção é fazer uma relação da geometria da ferramenta de corte e as grandezas de usinagem (pressão e energia) com a geometria do endentador e as grandezas de endentação (pressão e energia).

A quarta secção especifica os procedimentos experimentais: máquina, dispositivos, ferramentas e a estratégia estatística adotada para a execução dos experimentos.

A quinta secção apresenta os resultados qualitativos e quantitativos em forma de figuras, tabelas e esquemas, que fornecem subsídios para a discussão dos resultados obtidos. São realizadas análises que visam fazer comparações com a literatura e pesquisas referentes ao tema proposto.

A sexta secção finaliza o trabalho com as principais conclusões.

A sétima e última faz sugestões para a continuidade da pesquisa.

A Figura 2.1b mostra o plano com maior densidade atômica planar da estrutura do silício, a qual se encontra no plano (111), e a direção com maior densidade atômica linear que é a $[110]$ sobre o plano (001). Consoante à teoria de Callister e Rethwisch (2014) e Arif, Rahman e San, (2012), o plano mais provável para um possível escorregamento é aquele de maior densidade atômica planar na direção de maior densidade atômica linear (Figura 2.1c) e, segundo Xiao, To e Jelenković (2015), sobre esse plano (111), as direções preferenciais de propagação de trincas são as $\langle 110 \rangle$.

Montando um conjunto de células unitárias do silício (Figura 2.2a) é possível visualizar todos os possíveis planos de escorregamento da família de planos $\{111\}$, dando forma a uma geometria octaédrica. Esses planos poderão realizar o escorregamento nas direções das arestas do octaedro, direções de maior densidade atômica linear, conforme mostra a Figura 2.2b.

Figura 2.2 – Planos de escorregamento do silício. a) planos $\{111\}$. b) direções $\langle 110 \rangle$.

Tanto para o plano de trabalho¹ (100) quanto para os planos de trabalho (001) e (010), as arestas do octaedro, formadas pelos planos de maior probabilidade de escorregamento, determinam o sentido de clivagem do material na direção dos eixos ortogonais, conforme mostra a Figura 2.3a-c. Para o plano de trabalho (110) o sentido de clivagem pode ocorrer em apenas um sentido (Figura 2.3d). Desse mesmo ponto de vista, o plano de trabalho (111) possuirá três sentidos de clivagem a 60° das direções $[1\bar{1}0]$ e $[\bar{1}10]$ (Figura 2.3e).

¹ O plano chamado de trabalho aqui refere-se ao plano em que a amostra de silício foi cortada para poder ser trabalhada (por usinagem, retificação, polimento, etc.). Para o caso em que a amostra é produzida pelo controle de crescimento dos cristais, esse plano de trabalho corresponde à orientação que os cristais estão crescendo.

Devido às mesmas geometrias formadas pelos planos de escorregamento dos planos de trabalho $\{100\}$ (Figura 2.3a-c), as propriedades mecânicas em relação a esses planos podem apresentar os mesmos resultados (EBRAHIMI e KALWANI, 1999). Por outro lado, amostras de silício com planos de trabalho não ortogonais, por exemplo, planos de trabalho (110) e (111) , apresentarão um comportamento distinto, uma vez que as geometrias do octaedro naquelas faces de referência não são semelhantes.

Portanto, trabalhar com amostras de silício com plano de trabalho (100) , (001) ou (010) pode resultar nas mesmas conclusões.

Figura 2.3 – Possíveis sentidos de clivagem do silício conforme os planos de trabalho. a) Plano (100) . b) Plano (010) . c) Plano (001) . d) Plano (110) . e) Plano (111) .

Em relação aos planos de trabalho $\{100\}$ (Figura 2.3a-c), uma repetição de comportamento mecânico irá ocorrer a cada 90° em relação aos eixos ortogonais (O'CONNOR, MARSH e COUEY, 2005). Esta repetição de comportamento mecânico pode ser melhor entendida na variação do módulo de elasticidade (CHO, 2009; KIM, CHO e MULLER, 2001). Conforme apresentado pela Figura 2.4 tal módulo apresenta um comportamento distinto de

acordo com as direções cristalográficas que se repetem a cada 90° para o silício (100). Para um material isotrópico, o módulo de elasticidade tridimensional seria esférico.

Figura 2.4 – Variação do módulo de elasticidade do plano de trabalho (100) do silício. As direções [100] e [110] possuem valores de 130 e 170 GPa respectivamente (O’CONNOR; MARSH; COUEY, 2005).

Para demonstrar a diferença de resposta em termos de ductilidade dos planos de trabalho (100), (110) e (111), Yu e Qian (2013) realizaram um experimento de riscamento com uma ponta de diamante com raio de $2\ \mu\text{m}$ aplicada a uma variação de carga (Figura 2.5).

As amostras de silício (100) proporcionaram menor resistência ao desgaste, o que provocou uma maior largura dos canais. Esta resposta pode ser atribuída ao menor módulo de elasticidade em relação aos outros planos de trabalho (110) e (111) do silício (WANG, WANG e LU, 2012).

Corroborando os achados de Yu e Qian (2013), quando comparamos as imagens octaédricas dos planos de trabalho (100), (010) e (001) do silício (Figura 2.2), é possível observar quatro possíveis planos de escorregamento que poderão sofrer um deslocamento nas possíveis direções $\langle 110 \rangle$ dadas pelo encontro das arestas. Isto tornará mais fácil o deslocamento de um plano sobre o outro, facilitando a remoção de material, enquanto que amostras com plano de trabalho (110) terão apenas dois possíveis planos de escorregamento e amostras com plano de trabalho (111) apenas um plano de escorregamento, tornando mais difícil a remoção de material sem causar danos a superfície usinada.

Figura 2.5 – Teste de riscamento com ponta de diamante (Yu e Qian, 2013).

Portanto, maiores deformações são alcançadas em amostras de silício com plano de trabalho (100). Essa característica torna-o propício para trabalhos com remoção de material por processo mecânico. Porém, antes de entrar nesse assunto, os ensaios de endentação têm demonstrado de forma clara as propriedades desses materiais frágeis submetidos a deformações.

2.2 MICRO E NANOENDENTAÇÃO

A dureza de um material pode ser definida como a capacidade de resistir à deformação imposta por outros corpos (WILLIAMS, 1996). Um dos métodos utilizados para quantificação da dureza do material é por penetração (SOUZA, 1982), conhecido como endentação. Dentre os penetradores (endentadores) usados como ferramenta para ensaiar materiais frágeis e estimar sua dureza estão os de geometria Vickers, Knoop e Berkovich (todos constituídos de geometrias piramidais de diamante).

Quando um endentador (e.g.: diamante) toca a superfície de outro material de comportamento tipicamente frágil (e.g.: cerâmico ou semicondutor), altas pressões podem ser alcançadas na interface do endentador (Figura 2.6a), porque as tensões de relaxamento para esses materiais específicos são mínimas, devido ao seu baixo comportamento elástico (DOMNICH e GOGOTSI, 2001). Assim, quando um semicondutor (e.g.: Si) é submetido à compressão, ocorre uma diminuição da lacuna que existe entre a banda de condução (onde se encontram os elétrons livres) e a banda de valência (onde se encontram os elétrons de ligação)

até que os elétrons da banda de valência passem para a banda de condução, tornando o material em um estado com características metálicas suscetível a deformações em uma determinada zona de tensão hidrostática (GILMAN, 1992).

Conforme demonstra a Figura 2.6b, a dureza de muitos materiais frágeis depende da tensão necessária para iniciar uma transformação de fase (KAILER, GOGOTSI e NICKEL, 1997; GOGOTSI et al., 1998; KOVALCHENKO et al., 2002), a qual permite analisar as propriedades elastoplásticas desses tipos de materiais por endentação (CHOI et al., 2012).

Figura 2.6 – Endentação: a) endentador em contato com a superfície da amostra. b) pressão necessária para transformação das fases de diversos materiais semicondutores do grupo IV, III-V e II-VI (DOMNICH e GOGOTSI, 2001; GILMAN, 1992).

Pharr, Oliver e Harding (1991) encontraram por meio de microscopia eletrônica de varredura, após teste de endentação, que uma fina camada de material próxima às faces do endentador são extrudadas plasticamente, o que levou esses autores a concluir que o fato do material poder ser deformado plasticamente indica que ele tem propriedades mecânicas características de materiais que possuem ligação metálica, evidenciando que a transformação de fase induzida por pressão para o estado metálico ocorre durante a endentação.

No caso do silício, diversas transformações de fase podem ser obtidas em endentação. Elas são classificadas com o seu símbolo atômico seguido de numeração romana. O silício em temperatura ambiente e pressão atmosférica possui a estrutura cúbica do diamante (Si-I). Uma vez submetido a altas pressões de compressão, ao menos doze fases cristalográficas (Tabela 2.1) têm sido experimentalmente identificadas (HULL, 1999). Algumas dessas fases são termodinamicamente estáveis enquanto outras são metaestáveis. Ao menos uma fase (Si-IV) requer alta pressão e aquecimento acima da temperatura ambiente. Em termos de condutividade

dessas fases, apenas em baixas pressões a fase Si-IV se apresenta como semicondutor, todas as outras fases do Si possuem condutividade metálica (HULL, 1999).

Tabela 2.1 – Estrutura cristalina e as respectivas regiões de pressão das fases do silício (HULL, 1999).

Classificação	Estrutura	Pressão (GPa)
Si-I	Cúbica do diamante	0 – 12,5
Si-II	Tetragonal de corpo centrado ($\beta - Sn$)	8,8 – 16
Si-III	Cúbica de corpo centrado (8 átomos na base)	2,1 – 0
Si-IV	Hexagonal do diamante(Lonsdaléita)	–
Si-V	Hexagonal primitiva	14 – 35
Si-VI	Indefinida	34 – 40
Si-VII	Hexagonal aproximadamente compactada	40 – 78,3
Si-VIII	Tetragonal (30 átomos por célula unitária)	14,8 – 0
SI-IX	Tetragonal (12 átomos por célula unitária)	12 – 0
SI-X	Cubica de face centrada	78,3 – 230
SI-XI	Corpo centrado ortorrômico	13 – 15
Si-XII	Romboédrico	12 – 2

A transformação das fases do silício seguem duas ordens: fases estáveis são geradas durante o carregamento de endentação (Tabela 2.2: carregamento) e fase metaestáveis podem ser observadas durante o descarregamento de endentação (Tabela 2.2: descarregamento).

Tabela 2.2 – Fases do silício durante a endentação (HULL, 1999).

Endentação	Fases do silício									
Carregamento	I	→	II	→	XI	→	V	→	VI	→ VII → X
Descarregamento	V	→	XI	→	II	→	XII	→	III	

No entanto, conforme observado por Pharr, Oliver e Harding (1991), endentadores com ângulos de face diferentes não apresentaram transformação de fase similares quando aplicados em testes de endentação sobre amostras de silício (111). Os autores realizaram dois experimentos: um com o endentador vértice de um cubo², que possui uma angulação de 45° entre suas faces e a linha de simetria; e o outro com o endentador Berkovich, que possui um ângulo de face de 65,3°. O endentador vértice de um cubo apresentou deformações nas bordas das endentações. Por outro lado, tais deformações não ocorreram com o endentador Berkovich.

Tal efeito pode estar relacionado com o fato do endentador vértice de um cubo possuir um ângulo de 45°, pois isso significa que a face desse endentador penetrando o silício (111) está paralela aos eixos ortogonais do plano mais dúctil (100) da estrutura cristalina do silício (111) e, portanto, o movimento perpendicular da face em relação a esses eixos proporcionará

² Corpo piramidal de base triangular com arestas perpendiculares entre si composto por um ângulo de 45° entre a face e sua linha de centro

maiores deformações como resposta do material, provavelmente por alcançar a transformação de fase mais fácil. Porém, quando o ângulo da face em relação à linha de centro difere de 45° , o movimento perpendicular da face do indutor começa a sair do plano mais dúctil (100) para o plano mais duro (111), o qual limita a deformação do material. Isso mostra que o ângulo do indutor pode influenciar nos resultados de endentação.

Os ângulos da face do indutor e sua direção de movimento em relação aos planos da estrutura cristalina do silício podem ser verificados nos resultados de Jang et al. (2005). Os autores realizaram testes com indutores similares ao Berkovich (piramidal de base triangular), porém os ângulos de face variaram de $35,3^\circ$ a 85° (Figura 2.7). O plano de trabalho da amostra de silício utilizado pelos autores foi o (100), isso significa que quanto maior o ângulo da face do indutor mais obtuso ele se torna e, conseqüentemente, a face do indutor se torna mais paralela em relação ao plano de trabalho dessa amostra de silício (100). Sendo o movimento do indutor para baixo e sua face tendendo a ser paralela ao plano (100), as forças de endentação estão direcionadas nas direções ortogonais da estrutura cristalina do silício (direções mais dúcteis) e, portanto, uma resposta mais elástica poderá ser esperada.

Essa resposta elástica pode ser observada no descarregamento das endentações da Figura 2.7 para uma mesma carga máxima aplicada. Para o caso do indutor de 85° o carregamento e descarregamento são idênticos, demonstrando a alta recuperação elástica do material. Porém, conforme o ângulo vai diminuindo e a face do indutor se tornando menos paralela ao plano (100), pode-se observar que o descarregamento começa a ter uma resposta mais distante do carregamento.

Figura 2.7 – Variação do ângulo do indutor em nanoendentação Berkovich (JANG et al., 2005).

Pode-se assumir que o material não consegue mais se recuperar elasticamente, pois sua deformação está sendo realizada não mais nas direções dúcteis (ortogonais) da estrutura cristalina do silício e, portanto, deformações plásticas, encruamento ou até mesmo trincas podem estar acontecendo. A Figura 2.8 demonstra esse comportamento mais frágil do silício (100) com a variação angular da face do endentador.

Figura 2.8 – Variação do ângulo da face do endentador em nanoindentação Berkovich (carga máxima aplicada de 80 mN) e o comportamento mais frágil do silício (100) (JANG et al., 2005).

As trincas que podem surgir em materiais frágeis endentados por geometrias piramidais podem ser classificadas em três padrões principais: trincas radiais, trincas laterais e trincas medianas conforme demonstra a Figura 2.9 (LAWN e SWAIN, 1975). A sequência dos eventos que ocorrem durante o carregamento e descarregamento podem ser esquematizadas conforme demonstra a Figura 2.10a, de maneira que no início do carregamento o escoamento plástico começa exatamente abaixo do ponto de contato da ponta do endentador e introduz uma zona de deformação irreversível (Figura 2.10a: i).

Quando uma carga crítica é atingida, uma trinca mediana se desenvolve sob o endentador onde tensões de tração atingem seu valor máximo (Figura 2.10a: ii). Essa trinca mediana encontra-se no plano do eixo vertical e está restrita a um campo de tensão de compressão que se expande para os lados. Assim sendo, com o aumento do deslocamento do endentador, trincas medianas subsuperficiais propagam-se (Figura 2.10a: iii). Se a carga for alta o bastante, a trinca mediana poderá se desenvolver através do campo de tensão e emergir na superfície formando as trincas radiais (Figura 2.10b: Vickers).

Caso o descarregamento seja realizado anterior ao surgimento das trincas radiais, no início do descarregamento a trinca mediana tentará se fechar (Figura 2.10a: iv). Considerando que a trinca mediana se fechou, no instante antes do endentador ser removido, o campo de tensão residual causado pelo desencontro nas bandas elastoplásticas dá origem às trincas laterais, que surgem a partir da base da zona plástica e estendem-se para os lados (Figura 2.10a: v e Figura 2.10c). As trincas laterais continuam sua extensão após o completo descarregamento e podem intersectar a superfície, resultando na formação de lascas (Figura 2.10a: vi).

Figura 2.9 – Diagrama esquemático dos tipos de fraturas principais dos materiais frágeis em endentação por pontas de diamante piramidais (KAILER, GOGOTSI e NICKEL, 1997).

Figura 2.10 – Diagrama esquemático dos tipos de fraturas principais dos materiais frágeis em endentação com pontas piramidais. a) Formação de trincas (LAWN e SWAIN, 1975; HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017). b) Exemplo de trincas radiais do silício (100) na endentação Vickers (JASINEVICIUS, 2004). c) Exemplo de trincas laterais e medianas do quartzo (0001) na endentação Knoop (LAWN e WILSHAW, 1975).

Os resultados apresentados pela literatura permitem concluir que a variação do ângulo de face do indentador irá influenciar o comportamento dúctil de um material cristalino como o silício, assim como sua transformação de fase. As trincas que surgem durante as endentações podem revelar que tais condições de endentação estão fora do regime dúctil. Esses dois fatores da endentação poderiam ser correlacionados com os fatores de usinagem (ângulo da ferramenta

e parâmetros de corte) para indicar uma condição de usinagem em que se possa remover material de modo dúctil.

2.3 MICRO E NANOUSINAGEM

O comportamento dúctil dos materiais frágeis foram observados em ensaios de endentação (LAWN; WILSHAW, 1975). Isso abriu novas possibilidades para outras áreas de processo de remoção de material de modo mecânico. Uma delas é o processo de usinagem por ferramentas monocortantes de diamante (FUCHS, HED e BAKER, 1986).

Materiais frágeis, tal como o silício, podem ser deformados plasticamente em usinagem. Tal mecanismo é conhecido como remoção em regime dúctil (BLAKE e SCATTERGOOD, 1990), e ocorre em altas pressões de compressão hidrostáticas na zona de usinagem, região ao redor do raio da aresta da ferramenta (MORRIS et al., 1995). As altas pressões de compressão hidrostáticas podem suprimir a propagação de trincas e promover deformação plástica. Isso ocorre quando pequenas espessuras e profundidades de usinagem são aplicadas (HUO et al., 2015).

Uma investigação dos danos subsuperficiais decorrentes da usinagem no silício por ferramenta de diamante, realizada por (YAN et al., 2009), mostra que existe uma espessura crítica de corte durante a usinagem do silício, abaixo da qual a energia requerida para causar a fratura do material é maior que a energia requerida para deformação plástica. Assim sendo, a deformação plástica torna-se o primeiro mecanismo de remoção de material. Para verificar tal fenômeno, os autores realizaram experimentos em que a estratégia de usinagem foi a de mergulho rotativa (Figura 2.11).

Figura 2.11 – Estratégia de usinagem em mergulho rotativa (YAN et al., 2009).

Para realização dos experimentos o material da amostra utilizado foi o silício (100), com ferramenta de corte de diamante monocristalino com raio de ponta de 10 mm e ângulo de saída inicial de -30° . A usinagem foi realizada ao longo da direção [110] com fluído de corte na forma de jato de névoa. A velocidade de corte foi de 0,5 m/min, pois nessa baixa velocidade de corte o calor gerado durante a usinagem não foi significativo. Conforme o movimento rotativo de mergulho da ferramenta de corte, a espessura de corte variou de 0 até 500 nm ao final do único corte (Figura 2.12a e Figura 2.12b).

Figura 2.12 – Usinagem em mergulho rotativo do silício (100). a) Modelo esquemático do microcanal, b) Modelo esquemático da variação da espessura de corte, c) Microcanal. d) Secção transversal da superfície não usinada. e) Secção transversal da superfície usinada em regime dúctil (YAN et al., 2009).

A Figura 2.12c, apresenta o microcanal feito no silício pela usinagem de mergulho rotativa. Da direita para esquerda da Figura 2.12c, enquanto a espessura de corte aumenta, o microcanal é gradualmente alargado por causa do raio de ponta da ferramenta. No início da usinagem, conforme demonstra a Figura 2.12c e a Figura 2.12b: i, a espessura de corte se encontra dentro de um valor abaixo da espessura crítica ($h < h^*$), e a remoção de material ocorre de forma dúctil, sem danos superficiais, favorecendo uma superfície com aparência lisa. A partir do momento em que a espessura de corte (h) é maior que a espessura crítica (h^*), a remoção de material ocorre por fratura frágil e a superfície assume uma forma toda rugosa, conforme demonstra o centro do microcanal da Figura 2.12c. Contudo, devido ao raio de curvatura da ponta da ferramenta, existe um gradiente de variação da espessura de corte ao longo do contorno do raio de aresta da ferramenta, de forma que onde a espessura é menor que a espessura crítica (Figura 2.12b: ii, $h < h^*$) a remoção se dá de forma dúctil como pode ser visto na largura L1 próxima a borda do microcanal da Figura 2.12c. Por outro lado, onde a espessura de corte é maior que a espessura crítica (Figura 2.12c: ii, $h > h^*$) a remoção se dá por fratura frágil.

A Figura 2.12d mostra a superfície do silício (100) que não sofreu usinagem. Pode-se observar que mesmo em uma alta ampliação (500.000x) nenhum defeito subsuperficial pôde ser identificado. A Figura 2.12e apresenta uma superfície originada de uma usinagem com espessura de corte da ordem de 30 nm e ângulo de saída da ferramenta de -30° . A camada cinza logo abaixo da superfície de corte é a camada amorfa gerada durante a usinagem. Abaixo dessa camada amorfa pode-se observar discordâncias orientadas ao longo da direção [110] próxima à zona plástica do campo de tensão de transição.

Blake e Scattergood (1990) apresentaram o conceito de transição frágil-dúctil em termos de energia de remoção de material. Conforme a teoria, a relação entre a energia em regime dúctil e a energia em regime frágil é proporcional à espessura de corte. Conforme tal espessura diminui, a remoção de material em regime dúctil torna-se mais favorável. Os autores propuseram uma relação para a espessura crítica de corte com base na geometria da ponta da ferramenta. Blackley e Scattergood (1991) também propuseram uma relação para a espessura crítica de corte no ponto de transição. Bifano, Dow e Scattergood (1991) adotaram um procedimento similar para modelar a espessura crítica em microretificação. Ueda et al. (1991) investigaram o mecanismo de remoção de materiais cerâmicos por meio da técnica integral-J inicialmente utilizada por Rice (1968). Os autores após Rice sugerem que se o valor da integral-J exceder um valor crítico, o qual é uma propriedade do material, então a remoção é predominantemente realizada em modo frágil. Liu e Li (2001) conduziram uma estudo experimental e teórico sobre a usinagem em regime dúctil. A teoria foi baseada nas forças de

corte, geometria da ferramenta e mecanismo de fratura. Eles também encontraram um determinado valor de espessura separando a usinagem em dois regimes.

Uma das principais teorias que explicam o comportamento dúctil do silício em usinagem é a sua transformação de fase quando submetido a altas pressões hidrostáticas (BUDNITZKI e KUNA, 2016). A mudança de estrutura cúbica similar à do diamante (Si-I: tetraédrica) para uma estrutura mais densa de característica metálica β -Sn (Si-II: octaédrica) ocorre quando a pressão hidrostática, causada pela compressão da área de contato da superfície da ferramenta com o silício atinge pressões da ordem de 10 a 13 GPa (YAN et al., 2009). Tal pressão é designada como pressão de transição de fase (JASINEVICIUS et al., 2012). Nela, o volume de material transformado torna-se suficientemente dúctil sendo capaz de fluir plasticamente. Medições de condutividade elétrica próxima dessa região revelam um aumento da condutividade (GOGOTSI, KAILER e NICKEL, 1997) de um semicondutor para altamente condutor, validando a ideia que a transformação de fase para uma que favoreça o caráter metálico ocorre na interface entre a ferramenta e a peça (PETHICAI, HUTCHINGS e OLIVER, 1983). Entretanto, a fase metálica (Si-II) não é estável em baixa pressão (abaixo de 4 GPa), após o alívio de tensão a fase metálica (Si-II), induzida pela pressão de transição, irá se transformar em outra fase – não a anterior (Si-I) – mas sim em uma outra fase metaestável (CLARKE et al., 1988). Em usinagem, o resultado da transformação da fase Si-II é para uma fase amorfa (Si-a), provavelmente, por causa da alta velocidade de descompressão permitida pela dinâmica do processo.

Próximo da zona de transformação de fase pode ocorrer discordâncias devido ao comportamento dúctil do material naquela região. Geralmente, discordâncias puramente planares do tipo em arestas não se formam no silício, as discordâncias mais comuns são as do tipo em espirais. Porém, em temperatura ambiente tais discordâncias são relativamente imóveis, elas só vão ocorrer em altas temperaturas e/ou em altas pressões como pode ser visto na Figura 2.12e, em que as discordâncias logo abaixo da camada amorfa, provavelmente, são devidas às altas pressões e altas tensões de cisalhamento. A pressão de transição no silício é altamente dependente da tensão de cisalhamento, ou seja, quanto maior a tensão de cisalhamento, menor será a pressão de transição de fase (JASINEVICIUS et al., 2012).

Assim, em altas pressões hidrostáticas e altas tensões de cisalhamento próxima a banda de transformação entre a fase transformada e o volume cristalino, discordâncias são facilmente iniciadas (Figura 2.13), mas, apesar de serem um aspecto importante dos danos subsuperficiais, elas não contribuem diretamente para a remoção de material em regime dúctil.

Figura 2.13 – Modelo esquemático para o mecanismo de danos subsuperficiais no silício durante a usinagem em regime dúctil (YAN et al., 2009)

Identificada a possibilidade da usinagem dos materiais frágeis, essa técnica foi, então, ampliada para aplicação em torneamento com ferramenta de diamante, o que permitiu atingir acabamento, em dispositivos ópticos, da ordem de nanômetros.

2.4 MICRO E NANOTORNEAMENTO COM FERRAMENTA DE DIAMANTE

O desenvolvimento da tecnologia de usinagem de ultraprecisão nos anos 70 baseou-se na aplicação do torneamento com ferramenta de diamante em usinagem de metais não ferrosos, para fabricação de espelhos de alto desempenho em termos de refletividade, e com reduzido desvio de forma. A Figura 2.14 apresenta um exemplo de torneamento desses componentes ópticos com ferramenta de diamante com ponta circular.

Figura 2.14 – Torneamento de componente óptico (“Diamond Turned Optics”, 2015).

Na década de 80 e 90 as principais aplicações desta tecnologia eram direcionadas a componentes como discos rígidos de computador, cilindro de copiadoras, cabeças de leitura de

fitas VHS, lentes de contato com perfil anesférico, entre outros. Para poder usar com ferramentas de diamante é preciso que as máquinas sejam projetadas com elevada rigidez e precisão de posicionamento para produzir acabamentos em superfícies sob condições ambientais controladas (JASINEVICIUS, 1998).

Nos anos 80/90 os materiais que receberam maior atenção com pesquisas em torneamento de ultraprecisão foram os metais não ferrosos, tais como o alumínio e suas ligas, bem como o cobre e suas ligas. Estes materiais são considerados de fácil usinabilidade devido ao excelente acabamento com qualidade óptica e altas velocidades de corte. Além disso, devido à baixa afinidade química que estes materiais apresentam com o diamante, o desgaste da ferramenta é muito baixo, o que implica longa vida útil e alta produtividade desse tipo de material para a ferramenta (IKAWA et al., 1991). Contudo, nesse mesmo período, o aperfeiçoamento desta tecnologia de manufatura voltou-se para aplicação com materiais considerados como tipicamente frágeis, por exemplo, vidros ópticos (PUTTICK et al., 1989) e monocristais semicondutores (BLAKE, 1988). Como o processo se apresentava capaz de produzir superfícies com formas anesféricas, reduzidas tolerâncias de forma e excelente acabamento em metais dúcteis, então poderia ser considerado um método com fortes vantagens para aplicação com materiais frágeis (NAKASUJI et al., 1990; VENKATESH et al., 1995).

Essa atenuação da resposta frágil durante o torneamento de ultraprecisão torna-se um aspecto desejável na usinagem de materiais frágeis, evitando o surgimento de defeitos superficiais e subsuperficiais. Tal aspecto é ainda melhor quando a usinagem é realizada com espessuras de corte submicrométricas (ARIF et al., 2013), nas quais a usinabilidade no regime dúctil pode estar relacionada à ativação de vários sistemas de escorregamento, enquanto que resultados com espessuras superiores demonstram remoção de material por mecanismos de fratura frágil devido ao surgimento de microtrincas (SHIBATA et al., 1996).

2.4.1 Espessura Crítica de Corte

O valor da espessura de corte em que o material começa apresentar danos (trincas) superficiais e subsuperficiais é conhecida como espessura crítica de corte (h^*). Chaudhari et al. (2017) investigaram as condições de usinagem livre de trincas do fluoreto de cálcio monocristalino, muito usado na fabricação de lentes ópticas devido seu excelente desempenho óptico. Nesse caso, observou-se que a espessura crítica de corte se encontrava na ordem de 100 nm. Além disso, quando foi aplicada temperatura ao processo de corte, o valor da espessura

crítica foi aumentado em 300%. Observou-se que tanto o plano de trabalho (111) quanto os planos (110) e (100) também apresentaram valores maiores de espessura crítica sobre efeito de temperatura.

Tang et al. (2018) determinaram as condições ótimas de usinagem de um material frágil vítreo composto por calcogênios (Germânio, Selênio e Arsênio), mais conhecido como vidro calcogeneto. Esse material é de grande importância para sistemas ópticos infravermelhos e normalmente é usado em usinagem de ultraprecisão para fabricar lentes esférica e de forma livre. A espessura crítica de corte identificada pelos autores para esse material foi de 1,2 μm . Acima desse valor a rugosidade inicia um crescimento rápido, devido à propagação das trincas e fratura da superfície.

Zong et al. (2015) desenvolveram um modelo de predição da espessura crítica de corte para a operação de torneamento com ferramenta de diamante, tomando por base a teoria da plasticidade por meio dos seguintes fatores: tensão máxima do material, obtida do gráfico tensão-deformação; microatrito na interface ferramenta-peça por meio da teoria do cristal equivalente; e nos resultados de endentação Vickers. Para validar o modelo, os autores realizaram experimentos no material semiconductor sulfeto de zinco (ZnS). O valor médio da espessura crítica de corte obtido foi da ordem de 300 nm, desviando, em média, em 5 % dos valores estimados pelo modelo. Em estudo mais recente (ZONG et al., 2016) observou-se um valor da espessura crítica de corte de 215 nm.

Goel (2014) realizou uma extensa investigação na literatura sobre simulação dinâmica molecular do carbeto de silício e chegaram a valores da ordem de 50 nm de espessura de corte para remoção de material em regime puramente dúctil.

Liu et al. (2007) pesquisaram a espessura crítica de corte durante o torneamento do silício (111) com ferramentas de diamante com ângulos de saída de 0° e raios de aresta de 45 nm, 335 nm e 647 nm. Eles encontraram espessuras críticas de corte em torno de 40 nm, 320 nm e 596 nm, respectivamente. Espessuras de corte menores que essas espessuras críticas produziram cavacos contínuos em forma de fita, enquanto que valores maiores produziram cavacos descontínuos. Esses autores concluíram que a espessura crítica é influenciada pelo raio de aresta da ferramenta, a qual está diretamente relacionada com o ângulo de cisalhamento do material.

Heidari e Yan (2017) investigaram a espessura crítica de corte do silício poroso (100) com ferramentas de diamante com ponta circular e ângulos de saída de 0° e 6°. Os autores encontraram valores para espessura crítica da ordem de 250 nm.

Mukaida e Yan (2017) fabricaram matrizes de microlentes no torneamento do silício (001) com ferramenta de diamante com raio de ponta de 1 mm e ângulo de saída de -30° . O objetivo foi realizar microcavidades esféricas livre de faturas superficiais. Os autores identificaram fraturas superficiais entre os avanços $3\text{ }\mu\text{m/volta}$ e $4\text{ }\mu\text{m/volta}$, os quais correspondem ao ponto de transição frágil-dútil do material. As espessuras críticas de corte correspondentes a esses avanços, sem considerar o ângulo de saída da ferramenta, se encontram entre 380 nm a 500 nm.

Contudo, tem sido observado que quando se utiliza ferramentas de diamante com ponta circular (Figura 2.15a), mesmo que os avanços programados proporcionem espessuras de corte maiores que as espessuras críticas do material, é possível alcançar acabamentos ópticos livres de trincas. Essa característica tem sido uma vantagem no torneamento em escala micro e nanométrica, possibilitando a otimização do tempo de fabricação.

Isso acontece porque a espessura de corte para ferramenta de ponta circular varia de um valor mínimo até um valor máximo, devido à geometria da ferramenta. A secção de corte formada por essa variação de espessura assume um perfil de vírgula referenciada como ombro de usinagem.

As trincas que surgem em uma dada espessura crítica de corte (h^*) no ombro de usinagem podem não atingir a superfície acabada por não possuir energia suficiente para chegar a tal superfície, sendo removidas pelo corte subsequente. Uma vez que a espessura crítica de corte se encontra abaixo de uma altura crítica (y^*), no ombro de usinagem, as trincas conseguem chegar a superfície usinada e prejudicar o acabamento óptico (Figura 2.15b).

Portanto, se identificado a espessura crítica de corte e aplicada acima da altura crítica, a usinagem resultante, independente da profundidade de usinagem empregada, será de forma dútil, pois a superfície usinada foi gerada sem fraturas. Dessa forma maiores quantidades de material podem ser removidas, contribuindo para a economia de usinagem.

Luo et al. (2012) usando uma ferramenta de diamante com raio de ponta de 2 mm conseguiram acabamento óptico livre de trincas para avanço de $5\text{ }\mu\text{m/rev}$ e profundidade de usinagem de $10\text{ }\mu\text{m}$ no fluoreto de cálcio monocristalino. Essa combinação proporcionou uma espessura de corte máxima de 500 nm, cinco vezes maior que a espessura crítica de corte encontrada por Chaudhari et al. (2017) em temperatura ambiente.

Uma característica parecida acontece com ferramentas de torneamento com arestas de corte principal lineares que possuem um baixo ângulo de posição χ , pois a espessura de corte é inversamente proporcional ao ângulo de posição da aresta como demonstra a Figura 2.15c modelo proposto por (Yan et al. (2002).

Figura 2.15 – Remoção de material em torneamento com ferramenta de diamante com ponta circular. a) Geometria da ferramenta e movimento de corte. b) Zonas de microfraturas (BLAKE; SCATTERGOOD, 1990; BLACKLEY; SCATTERGOOD, 1991). c) Ferramenta de diamante com ponta reta e baixo ângulo de posição.

Yan et al. (2002) realizaram experimentos de torneamento com esses tipos de ferramentas de diamante, as quais possuíam ângulos de posição χ de $0,1^\circ$ a 2° . O experimento foi realizado em amostras de silício (111) aplicadas a uma rotação de 1500 RPM. Os avanços foram da ordem de 1 a $40 \mu\text{m/volta}$ e as profundidades de usinagem variaram de 1 a $5 \mu\text{m}$. As espessuras críticas de corte identificadas pelos autores variaram de 175 a 350 nm para um ângulo de saída da ferramenta de -40° . Os valores menores (175 nm) foram obtidos para as direções cristalográficas mais frágeis do material, no caso do silício (111) essas direções foram as $[-211]$, $[11-2]$ e $[1-21]$.

A transição do estado dúctil para o frágil em torneamento com ferramenta de diamante devido à espessura crítica de corte é demonstrada pela Figura 2.16. Nesse experimento variou-se o avanço de modo progressivo em um único passe. Quando o avanço atingiu $10 \mu\text{m/volta}$ pôde-se observar fraturas na superfície usinada. Tal avanço, para a respectiva geometria da ferramenta, proporcionou uma espessura crítica de 175 nm .

Portanto, desde que a composição química do material frágil não interaja com a ferramenta de usinagem, qualquer que seja a estrutura cristalina desse material, uma vez identificada sua espessura crítica torna-se possível a realização de superfícies ópticas por meio do torneamento com ferramentas de diamante. Além disso, normalmente é esperado que a espessura crítica de corte e sua altura crítica (ferramentas de ponta circular) variem de acordo com a direção cristalográfica do material, devido à precisão na organização estrutural desses tipos de materiais (GOEL, 2014).

Figura 2.16 – Superfície usinada com ferramenta de diamante de aresta linear com avanços variando progressivamente - silício (111), direção $[-211]$, $\chi = 1^\circ$ e $\gamma = -40^\circ$ (YAN et al., 2002).

2.4.2 Anisotropia

Blackley e Scattergood (1990) por meio da teoria da elasticidade (tensão máxima de tração) analisaram a orientação cristalográfica do germânio e posteriormente realizaram experimentos de torneamento com ferramenta de diamante. Eles observaram respostas mecânicas distintas para planos de trabalhos distintos. Os cálculos de tensão para o plano de trabalho (100) do germânico apresentaram maiores tensões localizadas a 45° das direções $\langle 010 \rangle$ simetricamente (Figura 2.17a). Para o germânio (110) as maiores tensões se localizaram a 30° das direções $\langle 001 \rangle$ de forma assimétrica (Figura 2.17d); e para o plano de trabalho (111) as maiores tensões foram de forma simétrica triangular (Figura 2.17g).

Os maiores danos superficiais foram observados nas direções de maiores tensões máximas de tração (Figuras 2.17: b, e, h). Segundo os autores isso acontece por causa da tensão máxima de tração resultante que essas direções de maiores tensões proporcionam sobre o plano de clivagem (111) da estrutura cristalina do silício. Tal efeito foi comprovado por experimentos de usinagem com ferramenta de diamante (Figura 2.17: c, f, i).

Figura 2.17 – Tensões máximas e seus danos superficiais em torneamento com ferramenta de diamante com ponta circular: a) germânio (100), b) germânio (110) e c) germânio (111) (BLACKLEY; SCATTERGOOD, 1990).

Jasinevicius et al. (2012) também observaram o mesmo comportamento em seus experimentos para investigação da espessura crítica de corte. Conforme demonstra a Figura 2.18a, dependendo da direção cristalográfica do plano de trabalho analisado do silício, no caso o plano (100), a espessura crítica pode dobrar seu valor. Pode ser observado nas Figuras 2.18a e 2.17a, ambas correspondentes ao mesmo plano de trabalho (100) do material, que nas direções de menores tensões máximas de tração conseguiu-se maiores espessuras críticas (Figura 2.18a: $\langle 001 \rangle$) e melhor superfície acabada (Figura 2.17c: parte escura). Tal resultado é esperado, pois se uma determinada direção é dita como mais dúctil (menores tensões máximas de tração), maiores espessuras críticas e superfícies livres de trinca podem ser alcançadas. Porém, direções que apresentam uma maior resistência do material (maiores tensões máximas

de tração) oferecerão menor ductilidade, o que poderá levar a uma fratura antecipada (Figura 2.17c).

A Figura 2.18b-c são os resultados de Mukaida e Yan (2017), os quais fabricaram microlentes esféricas côncavas no silício (100) com ferramentas de diamante com raio de ponta de 1 mm e ângulo de saída de -30° . Eles constataram que para um mesmo avanço sendo utilizado, o material apresentou uma superfície lisa na direção [100] e fraturas na direção [110]. Isso mostra que os efeitos anisotrópicos dos materiais tipicamente frágeis são significativos e podem comprometer a superfície acabada da peça.

Figura 2.18 – Efeito anisotrópico. a) Tensões máximas do silício (O’CONNOR, MARSH e COUEY, 2005) e a espessura crítica de corte em torneamento com ferramenta de diamante (JASINEVICIUS et al., 2012). b) e c) Microlentes esféricas côncavas de silício (100) usinadas com ferramenta de diamante com ponta circular (MUKAIDA e YAN, 2017).

Os efeitos cristalográficos podem ser melhorados com ângulos de saída mais negativos, os quais irão aumentar a taxa de compressão hidrostática da área de contato entre a ferramenta e a peça, favorecendo uma melhor remoção de material em regime dúctil devido ao aumento da espessura crítica de corte (ZONG et al., 2016).

2.4.3 Ângulo de saída da ferramenta

Yan et al. (2002) observaram que o ângulo de saída da ferramenta tem um efeito significativo sobre a espessura crítica de corte. Em seus experimentos eles determinaram uma espessura crítica de corte mínima na qual o acabamento óptico, livre de fraturas ou trincas, é alcançado em qualquer direção cristalográfica do material sendo usinado. O aumento negativo do ângulo de 0° a -40° (Figura 2.19) fez com que a espessura crítica de corte mínima aumentasse de 50 nm para próximo de 200 nm no caso do silício (111) e de 80 nm para 175 nm no silício (100).

Figura 2.19 – Ângulo de saída e a espessura crítica de corte mínima (YAN et al., 2002).

Tanaka; Shimada e Anthony (2007), por meio de simulação dinâmica molecular, concluem que quanto maior o ângulo de saída negativo da ferramenta, melhor será a remoção de material.

Venkatachalam, Li e Liang (2009) investigaram a espessura crítica do silício (111) por meio de um modelo de predição com base na teoria da mecânica de fratura. Os autores determinaram como ponto de transição (espessura crítica) o momento em que o fator crítico de intensidade de tensão (o qual é uma função da energia efetiva para iniciar a fratura) se iguala ao valor de tenacidade à fratura do material. Os resultados de suas predições para ângulos variando de 0 a -45° também revelam que a espessura crítica de corte aumenta com o ângulo de saída negativo da ferramenta.

Entretanto, Zong et al. (2016) encontraram em simulações de elementos finitos com base nas propriedades do material semiconductor sulfeto de zinco (ZnS), um determinado ângulo de

saída crítico, acima do qual a usinagem já não é tão favorável. O valor crítico para essa simulação foi de $-25,2^\circ$.

Poucos experimentos em torneamento de materiais frágeis com ferramenta de diamante com ponta circular têm sido desenvolvidos nesse tipo de investigação. Portanto, torna-se relevante, também, uma análise prática sobre a variação do ângulo de saída na usinagem dos materiais frágeis.

A seguir abre-se um capítulo focado nos desenvolvimentos matemáticos em função do ângulo de saída da ferramenta para determinação da espessura de corte, área da secção de corte, energias e pressões geradas durante a usinagem e as possíveis correlações com os ensaios de endentação.

3 MODELAMENTOS

3.1 TORNEAMENTO COM FERRAMENTA DE DIAMANTE

3.1.1 Espessura de Corte

Antes de entrar no desenvolvimento dos cálculos da espessura de corte, nesta seção serão retratadas como espessura de corte (h) e profundidade de usinagem (ap) aquelas correspondentes à camada a ser removida, a qual está à frente da ferramenta (Figura 3.1), sem possuir qualquer relação com o ângulo de saída, conforme convencionado pela literatura (SHAW, 2005; BOOTHROYD e KNIGHT, 2006; FERRARESI, 2013). Do mesmo modo, a área da secção de corte (As) será aquela correspondente à secção transversal dessa camada a ser removida (Figura 3.1).

Por outro lado, a espessura efetiva de corte (h_e), a profundidade efetiva de usinagem (ap_e) e a área efetiva da secção de corte (As_e) são aquelas correlacionadas com a superfície de saída da ferramenta e serão influenciadas pelo ângulo de saída γ (Figura 3.1). As_e pode ser entendida como a área de contato entre a peça e a ferramenta, porém para não haver confusão com o termo “área de contato de endentação” optou-se pelo termo “área efetiva da secção de corte”. Determinar a área e espessura efetiva na usinagem com ferramentas de diamante é de grande importância por causa da correlação que se pretende fazer com os ensaios de endentação.

Figura 3.1 – Espessura de corte (h) e a efetiva (h_e); Profundidade de usinagem (ap) e a efetiva (ap_e); Área da secção de corte (As) e a efetiva (As_e).

Contudo, além da influência do ângulo de saída sobre a espessura de corte, profundidade de usinagem e área da secção de corte, para ferramentas de ponta circular o ângulo de saída proporcionará um raio de corte (r_c), diferente do raio de ponta da ferramenta (r_ϵ). Aqui é chamado de raio de corte (r_c) o raio efetivo em contato com a peça. Mesmo que o raio de ponta r_ϵ de qualquer ferramenta seja constante, quando a ferramenta possui um ângulo de saída, esse raio de ponta r_ϵ sofrerá uma inclinação que o levará a ter uma projeção sobre a peça maior de seu tamanho natural, assim como ocorre com o h_e , ap_e e As_e da Figura 3.1. O primeiro desafio que surge nesses casos é determinar o raio efetivo (raio de corte r_c) em contato com a peça.

3.1.1.1 Raio de Ponta da Ferramenta e seu Raio de Corte

A curvatura inerente à aresta de corte da ferramenta com ponta circular, durante a usinagem, atua com um perfil diferente aquele correspondente ao seu raio de ponta (r_ϵ), quando o ângulo de saída da ferramenta é diferente de zero (Figura 3.2). Isso pode ser compreendido tomando uma moeda nas mãos e girando-a diante dos olhos, percebe-se que a curvatura da moeda tende a uma reta na máxima rotação de 90 graus. Assim, o raio de corte r_c aumenta conforme o ângulo de saída da ferramenta aumenta. Porém esse aumento não é totalmente circular, sua forma real se assemelha a uma parábola. A melhor maneira de determinar um raio aproximado para essa parábola é em função das profundidades de usinagem adotadas. Para o caso das estimativas de rugosidade, os resultados mais precisos são aqueles em que as profundidades de usinagem são consideradas próximas à superfície usinada da peça.

Figura 3.2 – Raio de corte r_c e o ângulo de saída da ferramenta.

Procurou-se investigar e determinar os raios de corte para valores de profundidade de usinagem com ferramentas de diamante da ordem de 5 a 10% do raio de ponta da ferramenta. Simulações foram realizadas em um software CAD e uma equação foi ajustada para os valores obtidos conforme demonstra a Figura 3.3 .

Figura 3.3 – Raio de corte estimado da relação entre o raio de ponta e o ângulo de saída.

Com base no ajuste da Figura 3.3 , a equação que estima o raio de corte em função do raio de ponta da ferramenta (r_ϵ) e do ângulo de saída da ferramenta (γ) pode ser expressa por:

$$r_c = r_\epsilon (1,0078 - 3,065\gamma^{1,804} \cdot 10^{-4})^{-1} \quad \gamma [^\circ] \quad (3.1)$$

Assim, torna-se possível determinar a espessura efetiva de corte que esse raio de corte irá proporcionar.

3.1.1.2 Espessura Efetiva de Corte

O melhor posicionamento de uma reta entre dois semicírculos para determinar a diferença entre eles é aquele que parte do centro dos dois e se encontra com suas respectivas tangentes (Figura 3.4). A diferença entre os semicírculos seria a perfeita espessura efetiva de corte.

Porém, em processos de torneamento dificilmente esse tipo de comportamento acontece, devido à dinâmica do processo. As duas formas mais aproximadas dessa dinâmica são as Figuras 3.4-a e 3.4-c. Contudo, a Figura 3.4-a toma como base o ponto a 90° do primeiro quadrante do arco posterior. Os ângulos das retas tangentes formados com a linha de referência para o cálculo da espessura efetiva de corte não apresentam uma distribuição igualitária. Um

ângulo é tangencial, porém todo o erro angular cai sobre o arco anterior, de modo a distorcer a espessura efetiva de corte estimada. Por outro lado, a Figura 3.4-c toma como base o ponto de intersecção entre os arcos, isso faz com que haja uma distribuição igualitária dos erros angulares formados com as retas tangentes. Assim, a espessura efetiva de corte se ajusta da melhor forma entre os dois arcos, buscando o caso perfeito mostrado pela Figura 3.4-b. Por conseguinte, a representação geométrica da Figura 3.4-c foi adotada para os cálculos da espessura efetiva de corte.

Figura 3.4 – Posicionamento ótimo para determinação da espessura efetiva de corte em processos de torneamento com ferramenta de ponta circular. a) referência posterior, b) centro e c) intersecção.

A representação geométrica da área efetiva da secção de corte (As_e) é mostrada pela Figura 3.5. Observe que a profundidade de usinagem projetada sobre a ferramenta devido ao ângulo de saída (γ) não é aquela programada na máquina (ap), mas sim a efetiva (ap_e), conforme elucidado na Figura 3.1. Essa projeção sobre a ferramenta é dada por:

$$ap_e = ap / \cos \gamma \quad (3.2)$$

Figura 3.5 – Nomenclatura correspondente à secção de corte efetiva em processo de torneamento com ferramenta de ponta circular com ângulo de saída diferente de 0° : L_e – comprimento efetivo do arco médio de corte, b_e – largura efetiva de corte, $h_{e\max}$ – espessura efetiva de corte máxima, φ_p – ângulo principal de corte, $\bar{\varphi}$ – ângulo de corte médio, φ_t – ângulo total de corte e f – avanço por volta.

Se a curvatura do corte anterior a partir da intersecção até o ângulo φ_p (Figura 3.5) é espelhada para a direita, tem-se um semicírculo com raio de curvatura r_c e ponto de referência deslocado do seu centro (Figura 3.6-a). Com o espelhamento, o ângulo principal de corte também se inverteu e, assim sendo, para o mesmo ângulo têm-se dois comprimentos de reta. A diferença entre elas fornece a espessura efetiva de corte.

O comprimento de reta para um ponto de referência fora do centro do semicírculo (ponto excêntrico - x) é mostrado pela Figura 3.6-b, na qual variando o ângulo de rotação (ω) da esquerda para a direita, tal comprimento diminui com o aumento do ângulo.

Figura 3.6 – Representação do comprimento de reta para um ponto excêntrico no semicírculo. a) espelhamento do torneamento, b) retas a partir do ponto excêntrico.

A equação que descreve o comprimento de reta em função da variação angular ω a partir de um ponto excêntrico no semicírculo é dado pela seguinte expressão:

$$C(\omega_i) = x \cos \omega_i + \sqrt{r_c^2 - x^2 \sin^2 \omega_i} \quad (3.3)$$

Portanto, os comprimentos C_2 e C_1 da Figura 3.6-a podem ser determinados por:

$$C_{1i} = \frac{f}{2} \cos(90 + \varphi_p) + \sqrt{r_c^2 - \left(\frac{f}{2}\right)^2 \sin^2(90 + \varphi_p)} \quad (3.4)$$

$$C_{2i} = \frac{f}{2} \cos(90 - \varphi_p) + \sqrt{r_c^2 - \left(\frac{f}{2}\right)^2 \sin^2(90 - \varphi_p)} \quad (3.5)$$

Subtraindo C_1 de C_2 , e considerando que $\cos(90 + \psi_i) = -\sin \psi_i$ e $\cos(90 - \psi_i) = \sin \psi_i$, encontra-se a espessura efetiva de corte:

$$h_e(\varphi) = f \sin \varphi \quad \varphi \leq \varphi_p \quad (3.6)$$

$$h_e(\varphi) = \frac{1}{2} \left(f \sin \varphi + \sqrt{4r_c^2 - (f \cos \varphi)^2} \right) - \frac{r_c - ap_e}{\cos \varphi} \quad \varphi > \varphi_p \quad (3.7)$$

A largura efetiva de contato do corte (b_e) atuante pode ser encontrada por:

$$b_e = r_c \left(\frac{f}{2r_c} + \bar{\varphi} \right) \quad \bar{\varphi} \text{ [radianos]} \quad (3.8)$$

O comprimento efetivo do arco médio de corte (L_e) pode ser expresso por:

$$L_e = r_c \bar{\varphi} \quad \bar{\varphi} \text{ [radianos]} \quad (3.9)$$

Onde,

$$\varphi_p = \arctag \left(\frac{c - f}{2r_c - 2ap_e} \right) \quad (3.10)$$

$$\varphi_t = \arctag \left(\frac{c + f}{2r_c - 2ap_e} \right) \quad (3.11)$$

$$\bar{\varphi} = \arccos \left(1 - \frac{ap_e}{r_c} \right) = \arccos \left(1 - \frac{ap}{r_c \cos \gamma} \right) \quad (3.12)$$

$$c = 2\sqrt{ap_e(2r_c - ap_e)} \quad (3.13)$$

3.1.1.3 Espessura Efetiva de Corte Média e a Área Efetiva da Secção de Corte

Assim como a largura média de um triângulo pode ser obtida pelo quociente entre a área do triângulo e sua altura, a espessura efetiva de corte média ($\bar{h}_e$) pode ser obtida pelo quociente entre a área efetiva da secção de corte e o comprimento efetivo do arco médio de corte:

$$\bar{h}_e = \frac{As_e}{L_e} = \frac{As_e}{r_c \bar{\varphi}} \quad (3.14)$$

A área efetiva da secção de corte (As_e) pode ser obtida de acordo com a relação trigonométrica da Figura 3.7. Novamente, espelhando o arco do corte anterior é possível chegar a duas áreas (As_{e1} e As_{e2}). A diferença entre essas áreas fornece a área efetiva da secção de corte – As_e .

Figura 3.7 – Relação trigonométrica para determinação da área efetiva da secção de corte (As_e).

Figura 3.8 – Erros máximos da Equação 3.18.

Portanto, a espessura efetiva de corte média pode ser reescrita como:

$$\overline{h_e} = \frac{f \cdot ap}{r_c \cdot \overline{\varphi} \cdot \cos \gamma} \quad \overline{\varphi}: \text{radianos} \quad (3.19)$$

Para o cálculo da espessura de corte, bem como da espessura média de corte, comprimento do arco médio de corte e da área da secção de corte ($h, \overline{h}, L$ e As), entre outros da camada a ser removida, basta considerar 0° para o ângulo de saída da ferramenta.

3.1.2 Forças de Usinagem: Corte e Compressão

Devido à grande razão de aspecto entre o raio de ponta da ferramenta e os parâmetros de usinagem, o ângulo da direção efetiva de corte (η) é muito pequeno e as forças de corte e de compressão (“thrust force”) podem ser determinadas por meio do monitoramento das forças nas direções ortogonais fazendo uso de um dinamômetro.

Conforme o posicionamento do dinamômetro para realização dos experimentos, essas direções ortogonais podem estar alinhadas com os eixos Y e X respectivamente, conforme apresentado pela Figura 3.9:

Figura 3.9 – Forças de usinagem em torneamento com ferramenta de diamante.

O surgimento das forças de corte e de compressão atuantes durante a remoção de material podem ser explicadas pela hipótese proposta na Figura 3.10. Tal figura representa um tempo Δ_t anterior a ruptura de uma lamela de cavaco (n). Quando a ferramenta alcança esse ponto de compressão, a lamela n tem sido deformada desde o ponto A, de modo que espessuras começaram a surgir desde y_1 até a espessura de ruptura y_n . Como resultado do movimento da ferramenta e deformação da lamela n , são geradas forças na direção da velocidade de corte (F'_{re} e F'_{α}), forças perpendiculares a velocidade de corte (F''_{re} e F''_{α}) e forças de atrito (μF_{re} e μF_{α}).

Ao mesmo tempo, o movimento da lamela $n-1$ (V_{cavaco}) ocorre para frente e para cima sobre a lamela n e a superfície de saída da ferramenta. Enquanto isso, a lamela $n-2$ e as outras somente realizam um movimento (V_{cavaco}) para cima sobre a superfície de saída. Assim, mais forças de compressão ($F_{N\varphi}$) e atrito ($F_{s\varphi}$ and $F_{s\alpha}$) são geradas.

A soma das forças perpendiculares à velocidade de corte fornece a força de compressão F_t , e a partir dela surge uma outra força de atrito (F_s) na direção da velocidade de corte. A soma das forças na direção da velocidade de corte fornece a força de corte F_c .

Figura 3.10 – Representação esquemática do surgimento das forças de corte e de compressão durante a remoção de material em um tempo Δ_t anterior a ruptura da lamela n .

Portanto, dois tipos de força compõem a força de corte, a primeira é formada pelas decomposições das forças de compressão na direção da velocidade de corte (F_{σ_r}). Essa força está diretamente relacionada ao cisalhamento do material e formação do cavaco (lamelas). A segunda é formada pelas forças de atrito e do fluxo de material por baixo da ferramenta também na direção da velocidade de corte, conhecidas pela literatura estrangeira como força “ploughing” (F_{pL}). Conforme a representação esquemática da Figura 3.10, as forças F_{σ_r} e F_{pL} podem ser escritas conforme as Equações 3.20 e 3.21. A força de corte, por sua vez, é dada pela Equação 3.22:

$$F_{\sigma_{ri}} = F_{r_e}' + F_{\alpha}' + F_{N_{\phi}}' \quad (3.20)$$

$$F_{pL_i} = F_s - (\mu F_{r_e})' + (\mu F_{\alpha})' + F_{s_{\phi}}' + F_{s_{\alpha}}' \quad (3.21)$$

$$F_{c_i} = F_{\sigma_{ri}} + F_{pL_i} \quad (3.22)$$

Por outro lado, a força de compressão é a soma das decomposições das forças de compressão, atrito e fluxo de material na direção perpendicular a velocidade de corte, a qual pode ser expressa por:

$$F_{t_i} = F_{r_e}'' + (\mu F_{r_e})'' - F_{\alpha}'' + (\mu F_{\alpha})'' + F_{N_{\phi}}'' - F_{s_{\phi}}'' + F_{s_{\alpha}}'' \quad (3.23)$$

3.1.3 Energia Específica de Corte e a Pressão Específica de Corte

Em processos de usinagem, a energia específica de corte tem sido relatada como equivalente da pressão específica de corte. Nos casos em que a espessura de corte é constante tal equivalência é verdadeira, porém, quando a espessura de corte é variável perde-se essa equivalência. Para poder mostrar a diferença uma da outra durante a usinagem, a Figura 3.11 é apresentada. A energia específica de corte (u) provém da energia de corte (u_c). Essa, por sua vez, é o trabalho despendido desde o início da usinagem até o momento medido. Por outro lado, a pressão específica de corte é o valor da força de corte pela área da secção transversal do volume removido (volume indeformado) no momento medido.

Figura 3.11 – Representação esquemática para diferenciar a energia específica de corte da pressão específica de corte (modificado de Shaw, 2005).

A energia de corte pode ser definida pelo produto entre a força na direção do movimento (F_c) e a distância percorrida naquela direção (L_c). De forma geral, ela pode ser determinada pelo somatório de energias infinitesimais do início da usinagem ($L_c = 0$) até o comprimento total de usinagem (L_{ci}):

$$u_{ci} = \int_0^{L_{ci}} F_{ck} \cdot d_{Lc} \quad k = 1, 2, 3, \dots, i \quad (3.24)$$

Para o caso em que a espessura e profundidade de usinagem são constantes, a força de corte também será constante e a solução da integral da Equação 3.24 é dada pelo produto entre a força de corte e o comprimento L_{ci} . Assim sendo, para determinar a energia específica de corte basta distribuir a energia de corte pelo volume removido:

$$u_i = \frac{u_{ci}}{V_{Li}} = \frac{F_{ci}Lc_i}{V_{Li}} \quad (3.25)$$

O volume removido pode ser determinado pelo produto da área da secção de corte (As) e o comprimento de corte Lc por onde a ferramenta de corte passou. Independente do ângulo de saída da ferramenta, o volume removido sempre será o mesmo e, portanto, a área da camada a ser removida (As) é o suficiente para determinar o volume. Tal área pode ser expressa por:

$$As = f.ap \quad (3.26)$$

Assim, o volume removido também não é influenciado pelo ângulo de saída e pode ser determinado pela seguinte expressão:

$$V_{Li} = f.ap.Lc_i \quad (3.27)$$

Substituindo a Equação 3.27 em na Equação 3.25, a energia específica de corte é então reescrita como:

$$u_i = \frac{F_{ci}}{f.ap} \equiv Ks_i \quad (3.28)$$

Pelo fato de agora ser força por área, a energia específica de corte é equivalente a pressão específica de corte. Conforme já mencionado, isso ocorre nos casos em que a espessura de corte é constante. Para os casos em que há variação de espessura, apenas a pressão específica de corte média é equivalente à energia específica de corte.

Pode ser observado que tanto a energia específica quanto a pressão específica, em suas concepções matemáticas, não variam com o ângulo de saída da ferramenta. Porém, a força de corte sim, pois o ângulo de saída da ferramenta muda as direções das forças de usinagem e F_c pode diminuir ou aumentar com essa variação, o que faz com que a energia e pressão variem.

Por fim, procurando fazer uma relação com os ensaios de endentação, esse trabalho também propõe, além da energia e pressão específica, determinar a pressão de compressão da superfície de contato em usinagem.

3.1.4 Pressão de Compressão da Superfície de Saída

A determinação da pressão de compressão da superfície de saída será muito importante para determinação da pressão de transição frágil-dúctil na usinagem com ferramenta de

diamante. Pelo fato da ferramenta possuir um ângulo de saída negativo (γ), medido entre o plano de referência e a superfície de saída, a força normal a área da secção de corte (F_{Ns}), conforme demonstra a Figura 3.12, pode ser determinada por meio da equação a seguir:

$$F_{Ns_i} = F_{c_i} \cos \gamma + F_{t_i} \sin \gamma \quad (3.29)$$

E a pressão de compressão pode ser determinada por:

$$KN_{s_i} = \frac{F_{Ns_i}}{As_{e_i}} \quad (3.30)$$

Figura 3.12 – Área efetiva da secção de corte (As_e) da ferramenta com ângulo de saída negativo (-20°), ângulo de inclinação neutro e a força resultante normal a essa área. As variáveis de usinagem sobre essa secção são: profundidade de usinagem efetiva (ap_e), espessura efetiva de corte (h_e), espessura efetiva de corte máxima ($h_{e_{max}}$) e o avanço de usinagem (f).

Todo o desenvolvimento feito até aqui toma como referência, sempre, a área efetiva de contato entre a peça e a ferramenta (área efetiva da secção de corte), a fim de conseguir uma correlação mais real com a efetiva área de contato dos testes de endentação.

Fazendo esse tipo de análise mais cautelosa diminuem-se erros que provêm de aproximações. Para tanto, é preciso também determinar de forma precisa as áreas e grandezas dos ensaios de endentação.

3.2 ENDENTAÇÃO

Aqui três endentadores serão analisados: Vickers, Knoop e Berkovich. Ademais, modelamentos da pressão e energia para os testes de endentação por meio desses endentadores também serão desenvolvidos para as devidas correlações com as grandezas em usinagem. A começar pela área de contato entre o endentador Vickers e a peça sendo ensaiada.

3.2.1 Área de Contato

3.2.1.1 Vickers

A área de contato da face do endentador (A_f) aqui considerada, é a interface de contato entre o endentador e o material da peça, conforme demonstra a Figura 3.13-a do endentador Vickers. A fim de auxiliar o desenvolvimento das equações para determinar a área de contato da face do endentador Vickers sob compressão, a Figura 3.13 foi utilizada.

Figura 3.13 – Endentador Vickers. a) Área de contato da face do endentador Vickers sob compressão (A_f). b) Nomenclatura dimensionais do endentador Vickers sob compressão: D – diagonal de endentação, ℓ – comprimento de abertura de endentação, r_{Ab} – raio de abertura de endentação, H_i – deslocamento do endentador, H_i' – deslocamento na superfície de contato, ω – ângulo de abertura de endentação, η_V – ângulo de deslocamento da face de contato Vickers em relação a diagonal, δ_a – ângulo de inclinação das arestas e γ_f – ângulo de inclinação das faces.

O comprimento (ℓ_i) e o raio de abertura (r_{Ab_i}) de endentação Vickers podem ser determinados com base na diagonal de endentação pelas seguintes expressões:

$$\ell_i = \frac{D_i}{\sqrt{2}} \quad \text{e} \quad r_{Ab_i} = \frac{D_i}{2\sqrt{2}} \quad (3.31)$$

Conforme o corte AA e BB, da Figura 3.13-b, têm-se:

$$\operatorname{tg} \gamma_f = \frac{r_{Ab_i}}{H_i} = \frac{D_i}{2\sqrt{2}H_i} \quad \text{e} \quad \operatorname{tg} \delta_a = \frac{D_i}{2H_i} \quad \therefore \quad \operatorname{tg} \delta_a = \sqrt{2} \operatorname{tg} \gamma_f \quad (3.32)$$

Pelas expressões da equação 3.32, o deslocamento do endentador, com base na diagonal de endentação e o ângulo de inclinação da face, pode ser escrito por:

$$H_i = \frac{D_i}{2\sqrt{2} \operatorname{tg} \gamma_f} \quad (3.33)$$

Também pelo corte AA tem-se:

$$\operatorname{sen} \gamma_f = \frac{\frac{\ell_i}{2}}{H_i'} = \frac{D_i}{2\sqrt{2}H_i'} \quad (3.34)$$

E, portanto, o deslocamento na superfície de contato pode ser dado por:

$$H_i' = \frac{D_i}{2\sqrt{2} \operatorname{sen} \gamma_f} \quad (3.35)$$

Aplicando a equação de área do triângulo retângulo com as Equações 3.35 e 3.31, a área de contato (A_f) da face do endentador Vickers comprimindo a superfície pode ser determinada, então, pela Equação 3.36. Já a área projetada de endentação (A_E), correspondente à base da pirâmide, é definida pela Equação 3.37:

$$A_{f_i} = \frac{\ell_i H_i'}{2} = \frac{D_i^2}{8 \operatorname{sen} \gamma_f} \quad (3.36)$$

$$A_{E_i} = \ell_i^2 = \frac{D_i^2}{2} \quad (3.37)$$

A área projetada (A_E) é utilizada para a determinação da dureza do material. A área de contato (A_f) da face do endentador será utilizada para determinação da pressão de compressão em endentação.

3.2.1.2 Knoop

Diferente do indetador Vickers, que possui uma forma simétrica piramidal de base quadrada, o indetador Knoop possui uma forma assimétrica piramidal de base paralelogrâmica. Para determinar a área de contato da face do indetador Knoop sob compressão, a Figura 3.14 foi utilizada.

Figura 3.14 – Indetador Knoop. a) δ_1 – ângulo de inclinação da aresta 1, δ_2 – ângulo de inclinação da aresta 2 e γ_f – ângulo de inclinação das faces. b) região indetada e o η_{KD} – ângulo de deslocamento da face de contato Knoop em relação a diagonal maior. c) D_i – diagonal maior de indetação, d_i – diagonal menor de indetação, a_1 – aresta 1, formada pela diagonal menor do indetador e a_2 – aresta 2, formada pela diagonal maior do indetador. d) ω_2 – ângulo de abertura de indetação em relação a diagonal maior Knoop, e a área de contato da face do indetador sob compressão (A_f).

Pelo corte AA e BB da Figura 3.14-c, com base na diagonal maior de endentação (D_i) ou na diagonal menor de endentação (d_i) e o ângulo de inclinação das arestas, o deslocamento do endentador pode ser descrito por:

$$H_i = \frac{D_i}{2 \operatorname{tg} \delta_2} \quad \text{ou} \quad H_i = \frac{d_i}{2 \operatorname{tg} \delta_1} \quad (3.38)$$

Pela Figura 3.14-d e a Equação 3.38, o ângulo de abertura de endentação em relação a diagonal maior Knoop pode ser determinado da seguinte maneira:

$$\operatorname{tg} \omega_2 = \frac{d_i/2}{D_i/2} = \frac{\operatorname{tg} \delta_1}{\operatorname{tg} \delta_2} \quad \therefore \quad \omega_2 = \operatorname{arctg} \left(\frac{\operatorname{tg} \delta_1}{\operatorname{tg} \delta_2} \right) \quad (3.39)$$

Ainda, pela Figura 3.14-d superior, o ângulo de inclinação das faces pode ser obtido conforme a relação trigonométrica entre o raio de abertura e o deslocamento do endentador:

$$\operatorname{tg} \gamma_f = \frac{r_{Abi}}{H_i} = \operatorname{tg} \delta_2 \operatorname{sen} \omega_2 \quad \therefore \quad \gamma_f = \operatorname{arctg}(\operatorname{tg} \delta_2 \operatorname{sen} \omega_2) \quad (3.40)$$

O ângulo de deslocamento da face de contato Knoop em relação a diagonal maior pode ser determinado por:

$$\cos \eta_{KD} = \frac{r_{Abi}}{D_i/2} = \operatorname{sen} \omega_2 \quad \therefore \quad \eta_{KD} = \operatorname{arccos}(\operatorname{sen} \omega_2) \quad (3.41)$$

Conforme representação trigonométrica da Figura 3.14-d superior, o comprimento e o raio de abertura de endentação Knoop pode ser determinado com base na diagonal maior e o ângulo de abertura dessa diagonal pela seguinte expressão:

$$\ell_i = \frac{D_i}{2 \cos \omega_2} \quad \text{e} \quad r_{Abi} = \frac{D_i \operatorname{sen} \omega_2}{2} \quad (3.42)$$

A aresta 1, por sua vez, pode ser determinada de acordo com o detalhe do corte AA:

$$a_{1i} = \frac{H_i}{\cos \delta_1} = \frac{D_i}{2 \cos \delta_1 \operatorname{tg} \delta_2} \quad (3.43)$$

A aresta 2, assim como o deslocamento do endentador, pode ser determinada de acordo com o corte BB:

$$a_{2i} = \frac{H_i}{\cos \delta_2} = \frac{D_i}{2 \sin \delta_2} \quad (3.44)$$

Por fim, a área de contato da face do endentador Knoop sob compressão pode ser determinada de acordo com a relação trigonométrica que as arestas 1 e 2 e o comprimento de abertura de endentação (Figura 3.14-d) possuem entre si:

$$A_{fi} = \sqrt{s_i(s_i - a_{1i})(s_i - a_{2i})(s_i - \ell_i)} \quad (3.45)$$

Onde

$$s_i = \frac{a_{1i} + a_{2i} + \ell_i}{2} \quad (3.46)$$

A área projetada de endentação (A_E), correspondente a base da pirâmide, pode ser determinada por:

$$A_{Ei} = \frac{D_i \cdot d_i}{2} = \frac{D_i^2 \operatorname{tg} \delta_1}{2 \operatorname{tg} \delta_2} \quad (3.47)$$

Tanto a área projetada (A_E) quanto a área de contato (A_f) serão utilizadas para determinação da dureza do material e pressão de compressão, respectivamente.

3.2.1.3 Berkovich

Semelhante ao endentador Vickers, o endentador Berkovich possui uma forma simétrica piramidal, porém de base triangular. Normalmente, esse tipo de endentador é usado de modo instrumentado e os valores de deslocamento do endentador (H_i) é de fácil obtenção. Assim, tal deslocamento pode ser um parâmetro de referência para determinar a área de contato da face do endentador Berkovich sob compressão. Para isso a Figura 3.15 foi utilizada:

Figura 3.15 – Endentador Berkovich: η_B – ângulo de deslocamento da face de contato Berkovich em relação a diagonal.

Conforme representação trigonométrica da Figura 3.15, o raio de abertura de endentação inscrito na base triangular pode ser expresso por:

$$r_{Abi} = H_i \operatorname{tg} \gamma_f \quad (3.48)$$

Assim, o comprimento de abertura de endentação pode ser expresso pela relação trigonométrica da base triangular entre o raio e o ângulo de abertura de endentação:

$$\ell_i = \frac{2r_{Abi}}{\operatorname{tg} \omega} = \frac{2H_i \operatorname{tg} \gamma_f}{\operatorname{tg} \omega} \quad (3.49)$$

Conforme o deslocamento do endentador e o ângulo de inclinação da face, o deslocamento na superfície de contato pode ser dado por:

$$H'_i = \frac{H_i}{\cos \gamma_f} \quad (3.50)$$

E, por fim, a área de contato da face (A_f) do endentador Berkovich sob compressão pode ser determinada por:

$$A_{fi} = \frac{\ell_i H'_i}{2} = \frac{H_i^2 \operatorname{tg} \gamma_f}{\operatorname{tg} \omega \cos \gamma_f} \quad (3.51)$$

A área projetada de endentação (A_E), correspondente a base da pirâmide, pode ser determinada por:

$$A_{Ei} = \frac{\ell_i^2}{4} \sqrt{3} = \frac{(H_i \operatorname{tg} \gamma_f)^2}{\operatorname{tg}^2 \omega} \sqrt{3} \quad (3.52)$$

3.2.1.4 Relação entre os endentadores

Pode-se observar por meio dos desenvolvimentos das áreas de contato dos endentadores Vickers, Knoop e Berkovich que existe uma defasagem angular em relação à direção de compressão exercida pelas faces do endentadores. Posicionando as faces dos endentadores em uma dada direção cristalográfica, por exemplo a $[100]$, a repetição das faces do endentador Vickers ocorrerá exatamente na repetição da direção cristalográfica do plano de trabalho (100) do silício (Figura 3.16).

A face Knoop terá uma pequena defasagem de 16° , de forma que somente a terceira face volta a ficar alinhada com a respectiva direção cristalográfica, o que, provavelmente, causará um pequeno erro da medição direcional.

Por outro lado, a face do endentador Berkovich terá a maior defasagem (30°) que equivalerá à interface entre a direção $[100]$ e $[110]$, dada em $22,5^\circ$. A terceira face desse endentador também se encontrará em uma posição defasada e, portanto, os resultados estarão mais relacionados com a interface das direções cristalográficas do que com as direções de interesse $[100]$ e $[110]$. O melhor posicionamento do endentador Berkovich, para o silício (100) , pode ser em $22,5^\circ$, pois a primeira face irá comprimir essa direção, considerada como direção média; a segunda face terá uma pequena defasagem de 7° da direção $[110]$; e a terceira face terá uma pequena defasagem de 7° da direção $[100]$. A resultante do posicionamento dessas faces, possivelmente, será a média das direções cristalográficas $[100]$ e $[110]$.

Figura 3.16 – Ângulo de defasagem entre os endentadores Vickers, Knoop e Berkovich.

A variação do deslocamento e a área de contato como resposta é apresentado pela Figura 3.17. O endentador Knoop possui uma taxa de aumento da área de contato maior em relação aos outros endentadores conforme o aumento do deslocamento, seguido pelo endentador Berkovich. As razões das variações das áreas são de 2,74 entre Knoop e Vickers baixando para 1.36 entre Berkovich e Vickers. Contudo, mesmo que o endentador Knoop atinja maiores áreas para um mesmo deslocamento entre os endentadores, não significa que a profundidade irá variar na mesma proporção nos testes práticos, isso porque a maior área de resistência imposta pelo endentador Knoop pode gerar um deslocamento menor que os outros endentadores de modo que as áreas de contato podem permanecer aproximadas.

Figura 3.17 – Variação da área de contato dos endentadores Vickers, Knoop e Berkovich.

3.2.2 Pressão de Compressão da Superfície de Contato

No que diz respeito às forças de ações e reações, nos modelamentos desenvolvidos aqui, considera-se sempre como referência as forças de ações.

A decomposição da força exercida pela carga aplicada no endentador pode ser feita conforme demonstra o exemplo para o endentador Vickers na Figura 3.18:

Figura 3.18 – Decomposição de forças no endentador Vickers: F_i – Força de endentação, F_{Ni} – força normal a superfície de contato, F_{ci} – força equivalente de corte.

Assim, a força de compressão e a força equivalente de corte podem ser obtidas conforme o número de faces do endentador (N_{faces}):

$$F_{Ni} = \frac{F_i \sin \gamma_f}{N_{\text{faces}}} \quad \text{e} \quad F_{ci} = F_{Ni} \cos \gamma_f \quad (3.53)$$

A pressão de compressão da superfície de contato, por sua vez, é o quociente entre a força normal a superfície de contato e a área de contato:

$$KN_i = \frac{F_{Ni}}{A_{fi}} \quad (3.54)$$

3.2.3 Energia Específica Equivalente de Corte

A energia específica é definida aqui de maneira semelhante aos processos de usinagem. No caso da endentação, tomou-se como referência a que corre no sentido radial do endentador e na direção do raio de abertura (r_{Ab}), devido à possível equivalência com as ferramentas de diamante que possuem ângulos de saída negativos para a usinagem de materiais frágeis. A Figura 3.19 mostra o aumento do volume executado por uma das faces do endentador de acordo com a carga aplicada e a resposta em deslocamento do endentador no material da peça.

Figura 3.19 – Variação do volume comprimido por uma das faces (V_E) conforme deslocamento do indentedor Vickers, por exemplo.

Conforme o deslocamento do indentedor aumenta e o volume sendo deformado também, a energia equivalente de corte (u_c) se desenvolve conforme o deslocamento da face do indentedor (r_{Ab}). Para os três indentedores (equações 3.32, 3.40 e 3.48) o raio de abertura de indentação pode ser dado em função do deslocamento do indentedor ($r_{Ab_i} = H_i \tan \gamma_f$) e, portanto, a energia equivalente de corte em indentação pode ser obtida por meio do gráfico de força versus o deslocamento do indentedor (Figura 3.20).

Figura 3.20 – Variação da Força em indentação versus o deslocamento da face de contato.

Conforme demonstrado na Figura 3.20, a equação diferencial da energia equivalente de corte em indentação pode ser descrita da seguinte forma:

$$du_c = F_{c_k} \cdot dr_{Ab} = F_{c_k} \tan \gamma_f \cdot dH \quad (3.55)$$

Portanto, a energia equivalente de corte, para os endentadores, pode ser determinada por:

$$u_{ci} = \operatorname{tg} \gamma_f \int_0^{H_i} F_{ck} dH \quad (3.56)$$

Considerando a equação 3.53 e a equação 3.56, a energia equivalente de corte pode ser escrita com base na força de endentação:

$$u_{ci} = \frac{\operatorname{sen}^2 \gamma_f}{N_{\text{faces}}} \int_0^{H_i} F_k dH \quad (3.57)$$

A energia específica equivalente de corte, por sua vez, pode ser determinada pelo quociente entre a energia equivalente de corte e o volume de material deformado por uma das faces do endentador (V_{E1}):

$$u_i = \frac{u_{ci}}{V_{E1}} \quad (3.58)$$

Onde o volume comprimido por uma das faces (V_{E1}) pode ser expresso pela equação do volume da pirâmide: produto entre a área projetada de endentação A_E e o deslocamento do endentador H_i , em razão do produto entre o número de faces do endentador e a constante 3 por ser um volume piramidal:

$$V_{E1i} = \frac{A_{Ei} \cdot H_i}{3 \cdot N_{\text{faces}}} \quad (3.59)$$

Portanto, feitas as devidas equivalências em endentação com as áreas e grandezas de usinagem, experimentos podem ser planejados de forma a buscar respostas para o objetivo proposto.

4 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

4.1 MATERIAL DA AMOSTRA

O material utilizado para realização dos experimentos foi o Silício com orientação cristalográfica (100). Uma aplicação da teoria levantada foi executada para o antimoneto de índio (InSb), com orientação cristalográfica também (100). Algumas propriedades desses materiais, obtidas de (CHAO, 1991), são apresentadas pela Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Propriedades físicas e mecânicas do silício e antimoneto de índio (JASINEVICIUS, 2004).

Propriedades	Si	InSb
Densidade [kg/m ³]	2,328	5,789
Condutividade Térmica em 27° [W/m·K]	148	1240
Compressibilidade de Volume [10 ⁻¹⁰ m ² /N]	0,306	0,442
Ponto de Fusão [°C]	1420	525
Dureza Vickers [GPa]	11,3 – 12,5	2,2 – 2,3
Pressão de Transição [GPa]	11,3 – 12,5	2,3

Os elementos presentes nas amostras de silício e antimoneto de índio foram analisados por espectroscopia de dispersão de energia conforme demonstra a Figura 4.1, correspondendo a uma porcentagem de 100,00% para o silício e 49,02-50,98% para o InSb, respectivamente.

Figura 4.1 – Elementos presentes nas amostras por espectroscopia de dispersão de energia.

4.2 ENSAIOS DE MICRO E NANOENDENTAÇÃO

Os ensaios de microendentação Vickers foram realizados no laboratório de transformação de fases do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos. O microdurômetro utilizado foi o da marca Leica, modelo VMHT-MOT, capaz de fornecer cargas de 1 gf a 2 kgf.

Os ensaios de microendentação Knoop foram feitos no laboratório de Engenharia de Superfícies do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos, por meio do microdurômetro da marca Buehler, modelo 1600-3000, capaz de fornecer cargas de 10 gf a 1 kgf.

Os ensaios de nanoendentação com endentador Berkovich foram executados no laboratório de Difração de Raios X do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos, mediante o nanodurômetro da marca Nanovea, modelo PB1000 com capacidade máxima de 480 gf e resolução mínima de 4.10^{-7} gf.

As imagens de micro e nanoendentações foram feitas no laboratório de Engenharia de Precisão do Departamento de Engenharia de Mecânica da Escola de Engenharia de São Carlos, por intermédio de um interferômetro óptico tridimensional da marca Wyko, modelo NT1100; e no laboratório de transformação de fases, através de um microscópio óptico da marca Leica, modelo Leitz DM-RX com capacidade de ampliação 1000x.

As amostras foram coladas em um suporte de alumínio retificado, utilizando cera quente, capaz de se acoplar a mesa do micro e nanodurômetro. Uma série de repetições foram realizadas para cada carga de endentação aplicada (em torno de 5 repetições por carga aplicada), totalizando em torno de 300 endentações nos microdurômetros e 30 endentações no nanodurômetro.

4.3 EXPERIMENTOS DE MICRO E NANOUSINAGEM

4.3.1 Torno CNC de Ultraprecisão

Os experimentos de usinagem foram realizados no laboratório de Engenharia de Precisão do Departamento de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia de São Carlos, por meio de um torno CNC de ultraprecisão ASG 2500, fabricado pela Rank Taylor Hobson (Rank Pneumo), atual Precitech, capaz de se movimentar com uma resolução de 10 nm (Figura 4.2)

Essa máquina foi projetada para torneamento e retificação de ultraprecisão, possui isolamento pneumático contra vibrações externas e os mancais do eixo-árvore são aerostáticos, nos quais ocorre o movimento de avanço do eixo longitudinal (eixo Z). O avanço transversal (eixo X) é realizado pela mesa da máquina sustentada por mancais hidrostáticos. O sistema de fixação da placa é realizado a vácuo e os valores de temperatura para o funcionamento do torno foram mantidos próximos dos 20° Celsius ($\pm 0,5^\circ$).

O Controle Numérico dessa máquina é o Allen Bradley. Os deslocamentos dos eixos X e Z são monitorados através de transdutores interferométricos a laser, com realimentação do controlador.

Figura 4.2 – Visão geral torno CNC de ultraprecisão ASG 2500.

4.3.2 Ferramentas de Diamante com Ponta Circular

As ferramentas utilizadas para realização dos experimentos de usinagem foram as de diamante com a raio de ponta de 762 μm . As dimensões padrões do suporte da ferramenta são demonstradas pela Figura 4.3 .

Figura 4.3 – Dimensões padrões das ferramentas de diamante de ponta circular $r_{\epsilon}762\text{ }\mu\text{m}$.

A principal vantagem dessas ferramentas de diamante é a alta precisão geométrica, erros de curvatura da ordem de $0,79\text{ }\mu\text{m}$ e raios de arestas (Figura 4.4) da ordem de 80 nm .

Figura 4.4 – Dimensões aproximadas da aresta de corte da ferramenta de diamante de ponta circular $r_{\epsilon}762\mu\text{m}$ realizadas no microscópio confocal (Lext OLS4100).

4.3.3 Dispositivo para o Ângulo de Saída

Um dispositivo capaz de se rotacionar foi projetado e fabricado para a variação do ângulo de saída da ferramenta³. Conforme apresenta a Figura 4.5, esse dispositivo é composto por uma base prolongadora, base angular e um porta ferramenta angular. A base prolongadora se conecta ao porta ferramentas da mesa. O dinamômetro é fixado nessa base prolongadora, a base angular é fixada no dinamômetro e o porta ferramenta angular é ajustado para o ângulo desejado e fixado na base angular.

Figura 4.5 – Dispositivo para variação do ângulo de saída.

Na primeira vez que o dispositivo angular juntamente com o porta ferramentas da mesa é montado, é preciso fazer o nivelamento da ponta da ferramenta com o centro da placa. O porta ferramenta da mesa é capaz de se movimentar para cima e para baixo com precisão de milésimos, permitindo assim o ajuste da ferramenta com o centro da placa. Sendo que o dispositivo angular foi projetado de tal forma que uma vez centrada a ponta da ferramenta,

³ No caso do torneamento com ferramenta de diamante com ponta circular, a aresta de corte possui uma forma circular e o ângulo de inclinação pode se encontrar na mesma posição do ângulo de saída. Contudo, essa inclinação será reportada aqui como ângulo de saída da ferramenta.

qualquer que seja a posição do ângulo de saída de 0° a -80° , dado pelo porta ferramenta angular, a ponta da ferramenta continua na mesma altura ajustada.

4.3.4 Nivelamento da Ponta da Ferramenta

Para o nivelamento da ferramenta de diamante, uma ponta de metal duro, capaz de se acoplar ao centro da placa da máquina, foi retificada de modo a obter um corpo cônico com sua ponta em seu eixo de simetria. Esta técnica permitiu realizar uma aproximação rápida da ferramenta com o centro da placa, como apresentado pela Figura 4.6.

Figura 4.6 – Nivelamento da ferramenta.

Uma vez feita essa aproximação rápida, uma peça de alumínio foi usinada. Quando a ferramenta está desnivelada, ressalto podem ficar na peça (Figura 4.7).

Figura 4.7 – Ressalto na peça: a) Erro de nivelamento no eixo X. b) no eixo Y. c) Nivelado.

Esses erros de desnivelamento ocorrem de duas formas: o primeiro ocorre quando a ferramenta não está no centro da placa no eixo X (Figura 4.7-a). Nesse caso uma correção via controle numérico pode ser feita deslocando a ferramenta com uma distância correspondente ao raio do ressalto. O segundo erro ocorre quando a ferramenta não está no centro da placa no eixo Y (Figura 4.7-b). Nesse caso uma correção correspondente ao raio do ressalto deve ser feita com o auxílio do deslocamento vertical milesimal do porta ferramenta da mesa. Quando a ferramenta está nivelada com o centro da placa da máquina, a superfície usinada se apresenta conforme demonstra a Figura 4.7-c.

4.3.5 Matriz Estatística

A matriz estatística utilizada para realização dos experimentos foi a do planejamento composto central (PCC). Esse planejamento é um fatorial de 1ª ordem ($n_c = 2^k$) aumentado por pontos adicionais para permitir a estimação dos parâmetros de uma superfície de 2ª ordem. Esses pontos adicionais são compostos por distâncias axiais (n_s) em relação ao centro do planejamento (chamadas de α) e as réplicas realizadas nesse centro (n_0).

O método adotado aqui será o de rotabilidade proposta por Box et al. (2005) e, portanto, os valores das distâncias axiais podem ser definidos por $\alpha = n_c^{1/4}$ (BOX e DRAPER, 1987; KHURI e CORNELL, 1996; MONTGOMERY e RUNGER, 2003).

As variáveis de entrada dessa matriz experimental são duas ($n_c = 2^2$): o avanço de usinagem (f) e o ângulo de saída da ferramenta (γ). Assim, o valor de α equivale a $\sqrt{2}$. O valor mais baixo da matriz experimental PCC é o $-\alpha$ que equivale a $-\sqrt{2}$. O menor avanço de usinagem para essa codificação foi determinado com base nos ensaios de endentação, estipulado em 2,5 $\mu\text{m/volta}$. Para o caso do ângulo de saída, o menor valor foi estipulado em 0°.

Conforme demonstra a Tabela 4.2, para chegar ao valor mínimo de 2,5 $\mu\text{m/volta}$ e 0° em $-\alpha$ é preciso que conste no centro do planejamento 4 $\mu\text{m/volta}$ e -22,5° com incrementos de 1 $\mu\text{m/volta}$ e 15° para as codificações ± 1 . Com essas condições torna-se possível alcançar os valores mínimos desejados (2,5 $\mu\text{m/volta}$ e 0°), por meio do cálculo dos valores das codificações (Equação 4.1) para uma distância axial em função da codificação $\alpha = \sqrt{2}$.

$$\varepsilon_{(\pm\alpha)} = \varepsilon_{(0)} \pm \alpha \cdot \left(\frac{\varepsilon_{(+1)} - \varepsilon_{(-1)}}{2} \right) \quad (4.1)$$

Onde ε é o valor da respectiva codificação.

Tabela 4.2 – Matriz experimental do planejamento composto central com variáveis de entrada o avanço de usinagem f ($\mu\text{m}/\text{volta}$) e o ângulo de saída da ferramenta γ ($^\circ$).

Planejamento das Variáveis			Variáveis Codificadas		Variáveis Experimentais		
Codificação	f	γ	f	γ	Faixas	f	γ
$+\alpha$	5,5	-45°	-1	-1	9	3,0	$-7,5^\circ$
+1	5,0	$-37,5^\circ$	-1	+1	7	3,0	$-37,5^\circ$
0	4,0	$-22,5^\circ$	+1	-1	10	5,0	$-7,5^\circ$
-1	3,0	$-7,5^\circ$	+1	+1	8	5,0	$-37,5^\circ$
$-\alpha$	2,5	-0°	-1,41	0	5	2,5	$-22,5^\circ$
			+1,41	0	6	5,5	$-22,5^\circ$
			0	$-1,41$	1	4,0	$-0,0^\circ$
			0	+1,41	2	4,0	$-45,0^\circ$
			0	0	3	4,0	$-22,5^\circ$
			0	0	4	4,0	$-22,5^\circ$

A profundidade de usinagem (a_p) foi determinada em 10 μm com base na faixa que proporciona o menor esforço de usinagem de modo que se torne possível a medição das forças de usinagem. A rotação foi mantida constante em 1000 RPM, fornecendo, assim, uma velocidade média para o experimento de 40 m/min. Devido ao raio de aresta possuir dimensões nanométricas e o material da peça ser frágil, rotações baixas podem ser usadas pois arestas postiças não surgem nesse tipo de usinagem, além disso as velocidades de corte baixas favorecem um menor aquecimento gerado pelo atrito.

4.3.6 Fluido de Corte

O fluido de corte aplicado durante a usinagem foi o Alkalisol 2050 fornecido pela Alkallis Brasil. Conforme demonstra a Figura 4.8, o fluido de corte foi aplicado diretamente na ponta da ferramenta com um fluxo de 2 a 3 gotas por segundo.

Figura 4.8 – Fluido de corte aplicado para os experimentos de usinagem.

Esse fluido possui alto peso molecular (0,770 – 0,810 grs/ml) e alta volatilidade, proporcionando boa lubrificação, alta secagem e significativa dispersão das partículas. Sendo quimicamente neutro, praticamente atóxico e inodoro; constituído por átomos de carbono e hidrogênio, isento de radicais, cloro, flúor, benzeno e solventes aromáticos (xilol, toluol, benzol), com característica biodegradável. Sua coloração é transparente, ponto de fulgor de 80° C e viscosidade Copo Ford n°4: de 8” a 15”.

4.3.7 Dinamometria

Para a medição das forças de usinagem foi utilizado um sistema de aquisição composto por uma placa de aquisição da marca National Instruments™, modelo USB-6216; um software de aquisição (LabVIEW); um amplificador de carga multicanal da marca Kistler, modelo 5019B (atual 5080A); e um dinamômetro piezoelétrico da marca Kistler, modelo 9652C2. A Figura 4.9 mostra o conjunto experimental no torno NC de ultraprecisão.

Figura 4.9 – Conjunto experimental no torno NC de ultraprecisão

Conforme demonstra a Figura 4.10, o posicionamento do dinamômetro foi estabelecido de forma que o eixo-y forneceu a força de corte F_c , o eixo-x providenciou a Força de compressão F_t e o eixo-z disponibilizou a força de avanço F_f .

Figura 4.10 – Direção das forças de usinagem e os eixos ortogonais do dinamômetro piezoelétrico.

A frequência de aquisição aplicada nos experimentos foi a máxima suportada pela placa de aquisição (400 kHz). Uma vez que três componentes estão sendo medidas, a frequência de aquisição máxima da placa foi distribuída para os três canais sendo utilizados (130 kHz).

Deve-se levar em consideração para aquisição de força a frequência natural do dinamômetro. Para que ela não afete negativamente os resultados é essencial que a frequência de excitação esteja em uma região quase linear. A Figura 4.11 mostra a transformada rápida de Fourier (FFT) do dinamômetro após ser tocado por um martelo de impacto. Pode-se observar que a parte quase linear se encontra abaixo de uma frequência de excitação de 700 Hz e a frequência natural em 1780 Hz. Para todos os experimentos foi empregada uma rotação constante de 1000 RPM, assim, para uma ferramenta monocortante, foi alcançada uma frequência de excitação de aproximadamente 17 Hz, a qual se encontra na região quase linear de excitação do dinamômetro.

Figura 4.11 – Frequência natural do eixo-z do dinamômetro piezoelétrico.

4.3.7.1 Tratamento das Forças de Usinagem

Após a coleta de dados por meio do sistema de aquisição, as forças de usinagem foram tratadas por meio de um programa (independente) criado na linguagem MatLab, denominado ForUpDown®, registrado no Instituto Nacional da Propriedade Industrial (INPI, 2017).

Esse programa é subdividido conforme aplicação: *ForMill* para operação de fresamento; *ForTurn* para operação de torneamento; *ForGrind* para operação de Retificação; etc. A versão *ForTurn* é capaz de fazer o sinal médio, com intervalo de confiança, das componentes das forças de usinagem fornecidas pelo dinamômetro durante a usinagem, assim, gerando o comportamento médio das forças em uma volta (360°) da peça. Conforme mostra a Figura 4.12 é preciso fornecer os parâmetros de corte e de aquisição. Também é possível executar alguns filtros no sinal digital, caso necessário, acionando o botão Intervalo Freq. Nos resultados dos experimentos nenhum filtro foi utilizado. Por fim, basta acionar o botão “Iniciar” para o tratamento do sinal das forças de usinagem, conforme as opções selecionadas no quadro Etapas e Sentido das Forças no dinamômetro.

Figura 4.12 – Programa de computador desenvolvido para o tratamento das forças de usinagem obtidas do sistema de aquisição (INPI, 2017).

4.4 LENTES DE FRESNEL

Materiais frágeis, tais como o silício, são usados na fabricação de moldes por torneamento com ferramenta de diamante para moldagem a compressão de microcomponente ópticos de vidro (HE et al., 2014). Também estão sendo aplicados na fabricação de microespelhos côncavos cilíndricos e esféricos (MUKAIDA; YAN, 2017). Nesse trabalho a teoria levantada será aplicada na fabricação de lentes de Fresnel côncavas e convexas.

4.4.1 Dimensionamento

Para o dimensionamento das lentes de Fresnel, um programa de computador (Figura 4.13) foi desenvolvido. Uma vez fornecido o foco, diâmetro de abertura desejado da lente, número de zonas que se pretende fracioná-la, o índice de refração do material utilizado, a resolução de cada zona da lente e clicando no botão dimensionar, o programa fornece as coordenadas necessárias para a usinagem da lente em uma máquina de comando numérico.

Figura 4.13 – Programa de computador para o dimensionamento das lentes de Fresnel Anesféricas a serem fabricadas em máquinas CNC.

The software interface, titled "Lente Fresnel Anesférica", is designed for CNC programming of Fresnel lenses. It features three primary configuration panels:

- Altura Constante (Constant Height):**
  - Inputs: Foco (10 mm), Diâmetro de abertura (1 mm), Número de zonas (20), Número de pontos/zonas (100), Índice de refração do material (1.49).
  - Buttons: Dimensionar, Desenhar.
  - Outputs: Lists of x and y coordinates, Área Superficial (0.787 mm²), and Volume (0.001 mm³).
- Altura Variável (Variable Height):**
  - Inputs: Foco (10 mm), Diâmetro de abertura (1 mm), Número de zonas (20), Número de pontos/zonas (100), Índice de refração do material (1.49).
  - Buttons: Dimensionar, Desenhar.
  - Outputs: Lists of x and y coordinates, Área Superficial (0.787 mm²), and Volume (0.001 mm³).
- Função de Transmissão (Transmission Function):**
  - Inputs: Comprimento de onda (lambda) do laser, Número de pontos no gráfico (Resolução).
  - Button: Desenhar.

4.4.2 Ferramentas e Estratégia de Usinagem

As ferramentas utilizadas para a usinagem das lentes de Fresnel foram as de diamantes com pontas um quarto de círculo possuindo raios de $100\text{ }\mu\text{m}$ e $1\text{ }\mu\text{m}$ conforme apresentado pela Figura 4.14.

Figura 4.14 – Ferramentas de diamante com ponta um quarto de círculo. a) $r_\epsilon 100\text{ }\mu\text{m}$. b) $r_\epsilon 1\text{ }\mu\text{m}$

A estratégia de usinagem foi a de corte inicial em mergulho seguido do movimento de perfil da lente de Fresnel, conforme demonstra a Figura 4.15.

Figura 4.15 – Estratégia de usinagem das lentes de Fresnel.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 MICRO E NANOENDENTAÇÃO

Objetivou-se com a realização dos experimentos de microendentação determinar um parâmetro de corte de usinagem para que uma matriz experimental pudesse ser planejada e, também, a busca por um método mais direto para determinar os parâmetros ótimos de usinagem em materiais tipicamente frágeis. Para isso, análises de endentação foram realizadas. Para melhor medição das dimensões das microendentações Vickers e Knoop optou-se por analisar somente a direção mais dúctil [100], posicionando uma das faces dos endentadores perpendicular a essa direção que veio referenciada na *wafer* de silício. Para o caso do nanoendentador Berkovich, uma das faces do endentador foi posicionada perpendicularmente a $22,5^\circ$ da direção [100].

Os resultados obtidos aqui não são aqueles com foco nos padrões de endentação, mas sim na sua aplicabilidade nos experimentos de usinagem. Essa ideia partiu de uma hipótese levantada baseada no seguinte raciocínio: considerando que a ponta do endentador é capaz de penetrar o material da peça sem provocar propagação de trincas, se nessa dada profundidade de penetração tal endentador realizasse um movimento semelhante ao de usinagem (Figura 5.1), o material poderia ser removido em sua forma dúctil.

Figura 5.1 – Hipótese de remoção de material em regime dúctil com base na profundidade de penetração do endentador sem propagação de trincas. a) Endentação sem formação de trincas. b) Movimento de corte de uma das faces do endentador.

Forças e pressões também foram analisadas para uma possível correlação com as forças e pressões de usinagem e, antes de começar as análises, foi preciso primeiro certificar quais eram as cargas efetivas fornecidas pelos microdurômetros Vickers e Knoop. Para isso foi usada

uma minibalança capaz de se acoplar às mesas dos equipamentos. Uma série de medidas com pesos padrões foram feitos na minibalança versus uma balança de precisão, em busca do erro executado pela minibalança. A equação de correção foi utilizada para cada carga medida pela minibalança e conforme pode-se ver na Figura 5.2 o erro é muito baixo.

Assim sendo, as cargas efetivas disponíveis nos microdurômetros eram conforme demonstra a Tabela 5.1:

Tabela 5.1 – Cargas efetivas dos microdurômetros Vickers e Knoop.

Cargas efetivas													
[g]	2,3	6,2	10,0	11,2	16,2	24,4	26,2	49,3	51,2	99,1	101	198,7	298,5
[mN]	22,5	61,1	97,8	110,2	159,3	238,9	257,3	483,0	501,7	971,7	990,3	1948,4	2927,1

As medidas de profundidade e diagonal de endentação foram feitas por perfilometria óptica e microscopia (Figuras 5.3-a e 5.3-b). Concluiu-se que a análise das diagonais de endentação por microscopia óptica e, posteriormente, o cálculo da profundidade de endentação com base nessa diagonal, estavam em concordância com as profundidades analisadas por perfilometria óptica (Figuras 5.3-c). Provavelmente, isso ocorre no silício porque tanto a diagonal quanto a profundidade endentada, aproximadamente, recuperam-se elasticamente na mesma razão. Uma vez que a análise é mais rápida na microscopia óptica, devido à quantidade de imagens que podem ser processadas ao mesmo tempo em um software CAD, os resultados basearam-se, então, nesse tipo de análise. A diferença significativa observada na carga de 2,3 g

da Figuras 5.3-c ocorre porque a marca de endentação para essa carga é muito pequena, o que torna difícil a medição das diagonais pelo microscópio e a profundidade endentada pelo perfilômetro óptico. Provavelmente, essa diferença está mais relacionada a um erro de medida. Por outro lado, para a carga de 26,2 g as trincas já começaram a se propagar e, por isso, a razão entre a diagonal e profundidade endentadas já não respeitam o perfil do endentador e a recuperação elástica do material.

Figura 5.3 – Medições das diagonais e profundidades de endentação. a) Endentação medida por perfilômetro óptico. b) Endentação medida por microscópio óptico. c) Medições médias de perfilometria óptica e microscopia óptica.

5.1.1 Forças de endentação

Nessa seção será realizada uma análise de regressão entre o deslocamento do endentador H_i e a força de endentação F_i na amostra de silício. O objetivo dessa análise é determinar uma equação, com um intervalo de confiança de 95%, que possa ser usada nos cálculos da energia específica equivalente de corte e da pressão de compressão da superfície de contato em microendentação.

A taxa de crescimento da força de endentação conforme o aumento do deslocamento do endentador Vickers na amostra de silício pode ser observada na Figura 5.4.

Figura 5.4 – Força de endentação em relação ao deslocamento do endentador Vickers. IC95%: Intervalo de Confiança de 95%. IP95%: Intervalo de Predição de 95%.

Os valores dos estimadores β_0 e β_1 , constantes da análise de regressão da equação de potência ($F_i = \beta_0 \cdot H_i^{\beta_1}$) que prevê a taxa de crescimento da força de endentação Vickers na amostra de silício, são apresentados conforme a Tabela 5.2. A mesma análise foi feita para o endentador Knoop e para o endentador Berkovich e seus respectivos estimadores também são apresentados pela Tabela 5.2. No caso do endentador Berkovich, tomou-se como referência as forças de carregamento para a análise de regressão, pois são essas cargas que podem ser relacionadas com as forças de usinagem.

Tabela 5.2 – Equação de predição da força de endentação F_i (mN) em relação ao deslocamento H_i (μm) dos endentadores Vickers, Knoop e Berkovich no substrato de Silício (001).

Endentadores	Estimadores	Valor	R ²	IC-95%	IC+95%	IP-95%	IP+95%
Vickers	β_0	289,422	0,977	284,266	294,671	223,15	375,375
	β_1	1,923		1,927	1,919	1,924	1,923
Knoop	β_0	642,908	0,996	631,298	654,731	575,643	718,033
	β_1	1,774		1,776	1,773	1,775	1,774
Berkovich carregamento	β_0	185.056	0,994	184.276	185.839	165.073	207.458
	β_1	1.546		1.547	1.546	1.546	1.546

5.1.2 Volume deformado e a Energia específica de endentação

O silício apresenta algumas mudanças na taxa de crescimento do volume sendo deformado pelo endentador em relação à força de endentação. Nas nanoendentações (Berkovich) observou-se que durante o carregamento há uma descontinuidade da taxa de crescimento que pode estar relacionada com o início da formação de trincas superficiais. A partir da existência dessas trincas na endentação, o material apresenta uma resposta elastoplástica diferente daquela por deformação a compressão. Essa resposta possui maior aproximação com o comportamento de abertura e fechamento da trinca somados às propriedades elastoplásticas do material durante o carregamento e descarregamento de endentação e, portanto, dois comportamentos distintos foram observados: antes e depois do surgimento das trincas.

Por outro lado, no caso do descarregamento foi observada uma mudança na taxa de decrescimento (Figura 5.5 : 6 mN e 0,020 μm^3) devido à transformação de fase que ocorre no silício a altas pressões hidrostáticas (Domnich and Gogotsi 2001). A camada de material próxima à região sendo comprimida atingiu valores da ordem de 11,5 – 13 GPa, o que levou a uma transformação de fase do seu estado natural (cúbica similar ao do diamante) para uma estrutura mais densa β -Sn (Gilman 1992, Ge et al. 2004).

Pelo fato de tal estrutura ser mais densa, a camada de material próxima da região sendo comprimida ocupa menor volume no espaço, o que faz com que haja uma drástica redução de volume, conforme é mostrado na região de 5 mN e 0,020 μm^3 da Figura 5.5. Essa redução de volume deixa evidente que naquela região ocorreu transformação de fase. O valor máximo dessa redução pode ser obtido do ponto A (Figura 5.5) na linha tracejada da tendência de decaimento do volume sem transformação de fase ao ponto mais crítico da redução (ponto B). O valor obtido foi da ordem de 22%. Essa porcentagem de redução também foi observada nos

ensaios de Jamieson (1963) que avaliou a redução de volume por transformação de fase do silício usando a técnica de difração de raios-X.

Por meio da Figura 5.5, também pode ser observada a quantidade de material que é capaz de se recuperar elasticamente em relação ao volume comprimido (volume do carregamento). A diferença entre o volume do carregamento e o volume do descarregamento fornece a quantidade de material recuperada elasticamente. A razão entre essa quantidade recuperada e o volume do carregamento (volume comprimido) revela a porcentagem de recuperação elástica do material. Tal recuperação foi realizada fazendo a integração das curvas no gráfico e o valor foi em torno de 30% sem a presença de trinca. Com a presença das trincas a porcentagem de recuperação elástica sobe para valores em torno de 50%. Esse maior valor de recuperação elástica pode estar relacionado com a abertura e fechamento das trincas.

Figura 5.5 – Redução de volume e recuperação elástica do silício (100) em nanoendentação.

De acordo com os volumes sendo deformados pelos endentadores, foi possível verificar as energias específicas de endentação equivalentes à de corte. Para os três tipos de endentadores, as energias apresentaram decaimento (efeito de escala). Os valores médios são apresentados na Tabela 5.3 que se divide em duas categorias: os valores médios do ensaio de endentação completo (sem e com formação de trincas); e os valores médios até um ponto anterior à formação das trincas. Pode-se observar que a presença de trincas tende a diminuir

significativamente os valores, ou seja, leva a entender que o material se comporta de forma mais dúctil.

Tabela 5.3 – Energias médias específicas de endentação (J/mm^3) no Silício (100) com e sem presença de trinca durante as endentações. IC95%: intervalo de confiança de 95%.

Endentadores	Presença de Trincas			Ausência de Trincas		
	Valor	IC-95%	IC+95%	Valor	IC-95%	IC+95%
Knoop	9,31	9,15	9,50	11,05	10,80	11,25
Vickers	10,75	10,50	10,96	11,25	10,97	11,5
Berkovich	10,97	10,92	11,05	13,6	13,55	13,65

5.1.3 Área e Pressão de compressão da Superfície de Contato

Nesta seção serão apresentados os valores das áreas das superfícies de contato dos endentadores e a pressão de compressão dessas superfícies. Também será demonstrado o momento em que as trincas superficiais começam a se formar. A começar pelo endentador Vickers, a Figura 5.6 apresenta a variação da pressão de compressão da superfície de contato em função da sua respectiva área de contato. Subsequentemente, as microendentações são apresentadas. As primeiras trincas começam a surgir em torno de uma área de contato de $2,25 \mu\text{m}^2$ e pressão de 10,75 GPa conforme o ponto T da Figura 5.6.

Figura 5.6 – Pressão de compressão, área de contato e o surgimento das trincas na endentação Vickers.

Nos ensaios de microendentação Knoop observou-se que o surgimento de trincas foi abrupto logo na carga seguinte conforme mostra a Figura 5.7. Assim sendo, assumiu-se que as trincas provavelmente estavam começando a surgir próximo a primeira carga aplicada (área em torno de $2,1 \mu\text{m}^2$ e pressão de 10,2 GPa).

Figura 5.7 – Pressão de compressão, área de contato e o surgimento de trincas na endentação Knoop.

Para os ensaios de nanoendentação Berkovich observou-se uma descontinuidade no sinal de decaimento individual das pressões de compressão. A hipótese levantada foi que naquele ponto de descontinuidade as trincas estavam surgindo. Tal ponto (T) é mostrado pela Figura 5.8. As imagens de nanoendentação anterior e posterior a esse ponto revelam que tal hipótese pode ser verdadeira, pois apenas a imagem posterior apresenta formação de trinca em um de seus vértices. Assim, as áreas de contato em que começam a surgir trincas na nanoendentação Berkovich estão em torno de $1,25 \mu\text{m}^2$ e pressão de 9,8 GPa.

O porquê de tal valores estarem abaixo dos valores encontrados nos ensaios Vickers e Knoop pode estar relacionado com um defeito encontrado na ponta do endentador. Em todas as imagens de nanoendentação pode-se ver que há uma forma como a de um cavaco devido ao pequeno lascamento da ponta do nanoendentador Berkovich. É provável que o material empurrado para dentro da nanoendentação tenha interferido na resposta de propagação de trincas do material. Além disso, os ensaios com o endentador Berkovich foram direcionados a

22,5° das direções [100] e [110] e tal interface possui um comportamento mais frágil que a direção [100] empregada nos endentadores Vickers e Knoop, sendo uma média entre a [100] e [110].

Figura 5.8 – Pressão de compressão, área de contato e o surgimento de trincas na endentação Berkovich.

Os valores de durezas para as endentações podem ser determinados pela razão entre a força de endentação e a área projetada. Comparando os valores médios das durezas dos três tipos de endentadores com os respectivos valores médios das pressões de compressão das superfícies de contato, observou-se que as durezas são maiores em torno de 15% a 20%.

Por fim, as áreas de contato das endentações Vickers, Knoop e Berkovich que apresentaram o início de propagação de trincas são mostradas na Figura 5.9. Conforme mencionado, o endentador Berkovich apresentou menores valores em decorrência de sua ponta danificada e da direção cristalográfica de posicionamento em 22,5° das [100] e [110]. Jang et al. (2005) realizaram ensaios de endentação Berkovich no mesmo material usado aqui, porém não informaram qual foi a direção de posicionamento da face do endentador. Esses autores concluem que o início de propagação de trincas surge em 50 mN de carga. Em suas figuras de carregamento e deslocamento foi possível extrair os respectivos valores de H_i próximos a 50 mN e aplicar o cálculo da área de contato desenvolvido aqui. O resultado dessa análise é

apresentado, também, pela Figura 5.9 e os valores vão ao encontro dos ensaios de endentação Vickers e Knoop que não apresentaram avarias em suas pontas.

Figura 5.9 – Área de contato do início de propagação das trincas em endentação do silício (100).

A área de contato sem propagação de trincas, segundo as microendentações Vickers e Knoop, se encontram no intervalo de 2 a 2,5 μm^2 (Figura 5.9). Tomou-se como referência para montagem da matriz estatística experimental de usinagem a área de contato de 2,5 μm^2 . Para dimensionar os avanços com base nessa área, adotou-se uma profundidade de usinagem de 1 μm , pois sabe-se que a área de contato em usinagem com ferramenta de diamante de ponta circular possui uma forma de vírgula e a espessura de corte varia de um valor mínimo a máximo (Figura 2.15b). Portanto, o importante não é o quanto a ferramenta aprofundou na peça, mas sim em que altura se encontra a espessura crítica de corte.

5.2 MICRO E NANOTORNEAMENTO COM FERRAMENTA DE DIAMANTE

Um dos experimentos realizados de acordo com o planejamento composto central (PCC) revelou, para determinadas combinações de parâmetros de usinagem, regiões em que houve usinagem predominantemente frágil, predominantemente dúctil e frágil, e majoritariamente dúctil. Isso pode ser visto conforme as faixas de usinagem da Figura 5.10 do experimento realizado por uma ferramenta com raio de ponta de 0,762 mm, aplicada uma profundidade de usinagem constante para todas as condições de 10 μm . Pode-se observar que ocorreu corte principalmente frágil nas faixas 6 ($f5,5\mu m/\gamma-22,5^\circ$) e 10 ($f5,0\mu m/\gamma-7,5^\circ$); frágil e dúctil nas faixas 1

($f4,0\mu\text{m}/\gamma0^\circ$), 3 ($f4,0\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$), 4 ($f4,0\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$), 5 ($f2,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$) e 9 ($f3,0\mu\text{m}/\gamma-7,5^\circ$); e predominantemente dúctil nas faixas 2 ($f4,0\mu\text{m}/\gamma-45^\circ$), 7 ($f3,0\mu\text{m}/\gamma-37,5^\circ$) e 8 ($f5,0\mu\text{m}/\gamma-37,5^\circ$).

Figura 5.10 – Experimento de usinagem executado conforme o planejamento composto central para o silício (100) e suas respectivas condições de usinagem, combinações de níveis e direção cristalográfica.

Para cada faixa se é feito uma razão das subáreas das partes frágeis em relação à área total, quanto mais as fraturas sobre a superfície diminuem, a razão tende a 0 (corte puramente dúctil). Com o auxílio de um software CAD foi possível determinar as áreas e subáreas das faixas do experimento conforme demonstra a Figura 5.11.

Figura 5.11 – Exemplo da faixa 4 do experimento para determinação da porcentagem de subáreas fraturadas em relação a área total.

A superfície de resposta com variável dependente a porcentagem de corte frágil é apresentada pela Figura 5.12-a. Conforme a linha tracejada vertical da Figura 5.12-b, tal análise estatística revela que, para um avanço fixo em torno de $2,5 \mu\text{m}/\text{volta}$, qualquer ângulo da ferramenta utilizado de 0° a -45° proporcionará o mínimo de fratura na superfície. Sendo que,

conforme a linha curva traço-ponto da Figura 5.12-b, para ângulos de saída da ferramenta em torno de 0° , avanços da ordem de $3,5 \mu\text{m/volta}$ podem atingir o regime dúctil (porcentagem de corte frágil tendendo a 0). Por outro lado, para ângulos de saída em torno de -45° é possível alcançar avanços da ordem de 2 a $6 \mu\text{m/volta}$ sem fraturar a superfície usinada da peça. Contudo, pode ser observado que o pior caso para se obter usinagem em regime dúctil é quando o ângulo de saída da ferramenta tende a $\gamma = -22,5^\circ$.

Pode-se concluir, com a análise da superfície de resposta da porcentagem de fratura frágil, que o intervalo de valores encontrado para as áreas de contato (2 a $2,5 \mu\text{m}^2$) dos experimentos de microendentação fornece uma boa referência para determinação dos avanços de usinagem para remoção de material em regime dúctil.

Figura 5.12 – Superfície de resposta do PCC como variável de resposta a porcentagem de subáreas fraturadas. a) superfície de resposta. b) curvas de nível da superfície de resposta.

As forças de usinagem também mostram características de comportamento dúctil e frágil durante a usinagem. Um comportamento que se mostrou proeminente foi a modulação do sinal dessas forças conforme a ferramenta passa pelas direções cristalográficas do material.

5.2.1 Estado das Superfícies usinadas

As superfícies das faixas do experimento de usinagem são demonstradas pelo Quadro 5.1. Na direção dúctil $[100]$ somente as faixas 1 ($f 4,0 \mu\text{m}/\gamma 0^\circ$), 6 ($f 5,5 \mu\text{m}/\gamma -22,5^\circ$) e 10 ($f 5,0 \mu\text{m}/\gamma -7,5^\circ$) apresentaram fraturas. De modo contrário, apenas a faixa 7 ($f 3,0 \mu\text{m}/\gamma -37,5^\circ$) da direção frágil $[110]$ apresentou-se livre de fraturas. As rugosidades dessas superfícies foram medidas

por meio de um microscópio confocal. Uma análise do efeito da média mostra a diferença significativa no acabamento (S_q) das superfícies obtidas no modo dúctil (10 – 13 nm) e no modo frágil (100 – 300 nm).

Quadro 5.1 – Estado das superfícies usinadas com ferramenta de diamante ($R_e 0,762\text{mm}$).

As respectivas superfícies de resposta com variável dependente os valores de rugosidade S_q (usado para especificar superfícies ópticas) são apresentadas pela Figura 5.13. Na direção [100], avanços da ordem de $5 \mu\text{m/volta}$ associados com ângulos de saída de -45° são capazes de alcançar acabamento óptico da ordem de 15 nm . Assim como todas as combinações de avanço e ângulo de saída que se encontram dentro das bandas limites demonstradas pela linha traço-ponto. No entanto, essas bandas limites se estreitam na direção [110], de forma que, para atingir tal acabamento óptico, os avanços de $1,6$ a $5,5 \mu\text{m}$ precisam trabalhar em conjunto com ângulos de saída que circundam -45° .

Figura 5.13 – Superfícies de resposta da rugosidade S_q (nm) para usinagem com ferramenta de diamante ($R_e 0,762\text{mm}$) no silício (100).

Devido à grande quantidade de fratura nas superfícies usinadas da direção [110], as curvas de nível dessa direção levam a entender que combinações abaixo de $2,5 \mu\text{m/volta}$ e ângulos de saída negativos menores que 35° não conseguiriam alcançar acabamento óptico. Para refinar a análise nesse intervalo, uma matriz experimental PCC secundária foi executada (Figura 5.14), na qual os avanços variaram de 0,1 a $2,5 \mu\text{m/volta}$ e a variação do ângulo de saída foi a mesma do experimento PCC principal.

Figura 5.14 – Experimento PCC secundário: superfície de resposta da rugosidade S_q (nm) para usinagem com ferramenta de diamante ($R_e 0,762\text{mm}$) no silício (100) [110].

Somente a condição $f 3,0 \mu\text{m/v} - 22,5^\circ$ dessa matriz secundária sofreu leves fraturas. Em média, os valores de rugosidade S_q foram de 10,5 nm com um desvio de 2 nm. Contudo, houve uma degradação da superfície para os avanços de 0,1 e $0,5 \mu\text{m/volta}$, por consequência as superfícies se apresentaram opacas. Possivelmente, pequenos avanços implicam em um tempo alto de contato da ferramenta com a peça, o que pode ter provocado tal degradação.

Conforme apresenta a superfície de resposta da Figura 5.13: direção [110] (experimento PCC secundário), para um avanço de $3,5 \mu\text{m/volta}$ somente em torno de -45° é possível obter uma superfície com acabamento óptico. Este resultado vai ao encontro da superfície de resposta do experimento principal (Figura 5.13: direção [110]). A espessura máxima-efetiva de corte $h_{e_{m\acute{a}x}}$ desse avanço de $3,5 \mu\text{m}$ em -45° corresponde a 560 nm, tal valor se encontra exatamente nos limites dos valores estimados de h_e^* apresentados na Figura 5.39 para esse ângulo. Pode-se observar nas curvas de nível do experimento secundário (Figura 5.14: direção [110]) que valores menores ou iguais ao avanço de $1,6 \mu\text{m}$ podem atingir acabamento óptico para qualquer combinação com os ângulos de saída negativos. O avanço de $1,6 \mu\text{m/volta}$ e ferramenta com $R_e 762 \mu\text{m}$ fornece uma espessura efetiva de corte máxima $h_{e_{m\acute{a}x}}$ em torno de 240 nm, para profundidade de usinagem de 10 μm e ângulos de saída de 0° a -45° . Esse valor

se encontra exatamente na região dúctil para qualquer ângulo da Figura 5.39 e por isso consegue-se uma usinagem em regime dúctil.

Portanto, para uma usinagem econômica, ângulos de saída da ordem de $-37,5^\circ$ podem ser utilizados para alcançar acabamentos ópticos. Caso contrário, avanços menores são necessários para ângulos de saída menos negativos que $-37,5^\circ$ (Figura 5.14).

Figura 5.15 – Superfícies usinadas com ferramenta de diamante ($R_e 0,762\text{mm}$) no silício (100) do experimento PCC secundário.

Voltando para a matriz experimental principal, a seguir será relatado o comportamento da formação dos cavacos durante a usinagem e pós-usinagem.

5.2.2 Formação dos Cavacos

Nos casos de usinagem em regime dúctil os cavacos apresentaram um comportamento do tipo contínuo e em forma de fita, ao ponto de poderem ser notados por uma microcâmara digital como mostra o exemplo da Figura 5.16.

Figura 5.16 – Exemplo de formação de cavaco durante a usinagem do silício (100), ferramenta $R_e 0,762\text{mm}$. a) usinagem dúctil, b) usinagem frágil.

Os cavacos produzidos durante a realização do experimento principal foram coletados por meio de uma membrana microporosa capaz de reter partículas com dimensões de $1\text{ }\mu\text{m}$, pois a usinagem foi executada com aplicação de fluido de corte (Alkalisol 2050). Contudo, após a secagem e manuseio, os cavacos ficaram menos estáveis e começaram a se desfazer, durante os movimentos para inserção no microscópio eletrônico de varredura. Algumas condições conseguiram se manter e revelaram como as lamelas desses cavacos estavam se agrupando. Conforme demonstra a Figura 5.17, elas se apresentam similares a formação de lamelas de cavaco em materiais dúcteis: cada lamela representa a deformação por cisalhamento.

Figura 5.17 – Lamelas dos cavacos de silício (100) após usinagem com ferramenta de diamante.

5.2.3 Forças de Usinagem

O comportamento das forças de usinagem, em geral, apresenta-se conforme a Figura 5.18. Em uma certa posição da ferramenta na peça durante a usinagem, o avanço da máquina é fechado e a ferramenta fica parada (Figura 5.18-a). Durante este período o dinamômetro registra apenas o leve atrito entre a peça e a ferramenta. No momento que o avanço atinge seu valor de 100%, há uma aceleração da ferramenta até que ela atinja a velocidade de avanço programada, a qual se mantém constante até o final da usinagem.

Pode-se ver por meio dessa figura que a força de avanço (F_f) quase não apresenta um aumento. Isso se deve ao fato que para uma profundidade de usinagem de $10\text{ }\mu\text{m}$ e um raio de ponta muito maior que essa profundidade, grande parte de toda a força é realizada na direção de corte e perpendicular a essa direção, como demonstram as forças de corte (F_c) e de compressão (F_t). O somatório vetorial das componentes da força de usinagem F_u , praticamente, corresponde ao somatório dessas duas últimas, pois pode ser visto na força ativa F_a (somatório vetorial da F_c e F_f) da Figura 5.19 que a força de avanço F_f pouco acrescenta a essa componente.

Figura 5.18 – Comportamento das forças de usinagem com ferramenta de diamante ($R_e 0,762\text{ mm}$). Componentes das forças durante a usinagem do experimento faixa 9 ($f 3,0\text{ }\mu\text{m}/\gamma 37,5^\circ$).

Figura 5.19 – Comportamento das forças de usinagem com ferramenta de diamante ($R_{\varepsilon} 0,762$ mm). Valores médios das componentes no intervalo da velocidade de avanço constante do experimento faixa 2 ($f 4,0 \mu\text{m}/\gamma - 45^\circ$).

Para análise das forças, a região considerada é aquela em que a velocidade de avanço é constante. O que foi observado nessa região, para cada experimento realizado, corrobora a natureza anisotrópica do material. Modulações de 4 ondas, o que equivale a 4 picos e 4 vales, totalizam 8 diferentes pontos críticos que se relacionam muito bem com as 8 características dúctil frágil observadas na Figura 5.10. Para certificar em que direções cristalográficas esses pontos críticos se alinhavam durante a usinagem, o experimento da faixa 9 ($f 3,0 \mu\text{m}/\gamma - 7,5^\circ$) foi tomado como referência, pois, nessa faixa, conseguiu-se uma descontinuidade do corte exatamente na direção cristalográfica [100] (Figura 5.10).

Conforme demonstra a Figura 5.20, tal intervalo descontínuo pode ser verificado entre os pontos A-B e C-D. Nesses intervalos não há material sendo removido e as forças tendem a zero. Por causa desse pequeno detalhe, as direções cristalográficas puderam ser identificadas no sinal da força. Na direção em que há menor densidade atômica linear, direção [100], as forças de usinagem foram maiores. Esse comportamento corrobora os resultados de Choong et al. (2016) e Wang et al. (2017). Três explicações podem ser feitas em relação a isso: provavelmente, por não ser a direção preferencial de propagação das trincas (XIAO; TO; JELENKOVIĆ, 2015), as forças de usinagem não sofrem dissipação e, portanto, mantém seus valores íntegros. Segunda, o movimento da ferramenta na direção [100] sobre o Silício (100) favorece os planos preferenciais de escorregamento (111), pois a ferramenta, aproximadamente, trabalha de forma tangencial a esses planos, o que conduz o deslocamento desses planos nas direções preferenciais [110] de maior densidade atômica linear, proporcionando melhores deformações. Já o movimento da ferramenta na direção [110] se depara perpendicularmente a esses planos

preferenciais de escorregamento (111) e, além disso, pelo fato da ferramenta se mover nessa direção, ela impede o deslocamento preferencial desses planos, o que, provavelmente, leva ao surgimento do regime frágil. Por fim, pelo motivo da direção [100] alcançar maiores forças de usinagem, isso eleva as tensões naquela direção, assim, atingindo a pressão de transição do material mais rápido de sua estrutura frágil para dúctil, demonstrando ainda mais o comportamento dúctil do material.

Figura 5.20 – Comportamento das forças de usinagem com ferramenta de diamante ($R_e 0,762\text{mm}$) e as direções cristalográficas do silício (100), no tempo de uma volta da peça, do experimento faixa 9 ($f 3,0\mu\text{m}/\gamma 37,5^\circ$).

Conforme pode ser visto na Figura 5.20, mesmo que a média do sinal seja feita para muitas voltas da peça (conjunto de dados), em usinagem de ultraprecisão o sinal médio não apresenta um comportamento de suavização devido à alta sensibilidade das forças nessas baixas ordens de grandeza. Além disso, para os casos em que houve descontinuidade do corte, nesse exato intervalo, os resultados de força caíram para zero e dificultaram as análises. Uma forma encontrada para suavizar o sinal, facilitar as análises e suas correlações e fazer um bom ajuste da periodicidade do sinal foi a aplicação das séries de Fourier.

5.2.3.1 Força de usinagem F_u

A Figura 5.21-a demonstra um caso em que houve corte dúctil e corte frágil (faixa 5: $f2,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$). Nela a série de Fourier (8 termos) é apresentada juntamente com seu desvio padrão. Pode ser observado que a razão de aspecto das forças entre as direções [100] e [110] é bem proeminente. Por outro lado, conforme mostra a Figura 5.21-b, para o caso em que somente houve corte dúctil (faixa 7: $f3,0\mu\text{m}/\gamma-37,5^\circ$) tal razão de aspecto é bem pequena. Entretanto, para o caso em que somente há corte frágil (faixa 6: $f5,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$), as forças de usinagem também tendem a diminuir sua razão de aspecto, devido ao alívio ocasionado pela propagação das trincas (Figura 5.21-c). Assim sendo, torna-se difícil saber, apenas pela razão de aspecto do sinal, se o corte está sendo totalmente dúctil ou frágil.

Figura 5.21 – Comportamento da força de usinagem conforme as faixas de usinagem. a) Faixa 5 ($f2,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$): corte dúctil e frágil. b) Faixa 7 ($f3,0\mu\text{m}/\gamma-37,5^\circ$): corte totalmente dúctil. c) Faixa 6 ($f5,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$): corte totalmente frágil.

As equações das séries de Fourier ajustadas para os resultados da força de usinagem da matriz experimental são apresentadas pela Tabela 5.4. Essa técnica também foi aplicada para

as componentes forças de compressão (Ft) e de corte (Fc), tornando possível fazer as devidas correlações com as direções cristalográficas, pressões de compressão e energias específicas com base em um ajuste estatístico.

Tabela 5.4 – Ajuste da série de Fourier (8 termos) para a força de usinagem F_u conforme a rotação da peça em graus (ω°) para o torneamento com ferramenta de diamante com ponta circular ($R_e 0,762mm$), conforme as condições de usinagem das faixas do experimento.

$F_{u\omega} = a_0 + \sum_{i=1}^8 a_i \cos(iC\omega^\circ) + b_i \sin(iC\omega^\circ)$											
Faixas	a_0 10^{-3}	C 10^{-3}	Índice	$i = 1$ 10^{-3}	$i = 2$ 10^{-3}	$i = 3$ 10^{-3}	$i = 4$ 10^{-3}	$i = 5$ 10^{-3}	$i = 6$ 10^{-3}	$i = 7$ 10^{-3}	$i = 8$ 10^{-3}
1	907.1	17.24	a_i	47.66	1.432	19.77	107.5	40.07	-2.539	1.689	58.08
			b_i	-1.476	-1.516	-25.74	-32.31	-4.811	-1.544	-13.38	49.64
2	1053	17.42	a_i	33.91	-2.884	22.26	155	-10.22	-6.155	6.565	-67.79
			b_i	6.828	8.979	21.28	-131.9	-19	-1.738	16.68	106.6
3	761	16.62	a_i	201.1	36.1	142.1	193.8	-55.3	-23.44	-18.05	-127.4
			b_i	11.66	8.319	-60.7	-236.9	66.09	88.16	104	160
4	549.3	16.97	a_i	79.89	15.84	50.13	240.9	-13.19	-24.58	-20.89	-55.65
			b_i	18.69	2.96	-2.171	-163.7	38.79	13.62	41.14	52.63
5	949.4	69.57	a_i	517	-90.49	-100.5	32.14	25.47	-27.66	-9.652	15.88
			b_i	21.15	-6.564	-29.35	14.4	32.19	-8.648	-12.73	9.147
6	545.5	34.74	a_i	-0.9189	154.4	0.324	-38.54	-1.344	-45.68	-0.3512	-17.73
			b_i	-0.1074	37.39	1.023	2.708	4.677	-6.363	4.971	-3.496
7	772.9	17.21	a_i	33.4	-2.784	17.32	78.36	7.939	-4.528	-2.088	-38.59
			b_i	45.18	21.22	-9.331	-34.29	-3.301	2.63	9.661	15.28
8	1175	17.39	a_i	-2.133	5.357	-4.906	-4.182	26.29	12.63	16.63	35.15
			b_i	-0.816	-1.734	-3.084	2.283	0.6134	7.069	6.105	4.683
9	950.8	16.42	a_i	-107.1	-101.8	-47.55	138.9	-107.6	-93.67	-40.84	-113.5
			b_i	104.7	-2.325	12.14	-199.2	173.6	109	98.44	138.5
10	2004	11.75	a_i	884.1	-1622	-1826	-168.2	921.1	784.7	43.87	-91.26
			b_i	-2242	-1573	706.3	1578	618.1	-273	-326.7	-68.46

Por conseguinte, os valores da força de usinagem na direção dúctil [100] e frágil [110] foram encontradas e a análise da superfície de resposta foi feita para identificar as principais diferenças do comportamento da força de usinagem nessas direções.

Conforme é apresentado pela Figura 5.22, a força de usinagem na direção [100] tende a diminuir com o aumento do avanço para ângulos de saída da ferramenta próximos de 0° . Contudo, para avanços menores a força volta a crescer, isso pode estar relacionado ao aumento do atrito e fluxo de material para esses tipos de avanços (BOOTHROYD; KNIGHT, 2006). Para ângulos altamente negativos (e.g.: -48°) ocorre o inverso, a força de usinagem na direção [100] tende a aumentar para avanços maiores, pois, nesse caso, além do efeito do aumento do

avanço, os ângulos de saída mais negativos aumentam a área de contato entre a ferramenta e a peça.

No entanto, a força de usinagem na direção [110] tende a diminuir conforme o ângulo de saída da ferramenta aproxima-se a $-22,5^\circ$ e o avanço em torno de $4 \mu\text{m/volta}$. Provavelmente, por ser essa a direção mais frágil em usinagem, esses pontos centrais são os piores casos para se usinar o silício (100), pois fraturas e propagação de trincas podem estar ocorrendo e fazendo com que a força de usinagem diminua naquela região. O mesmo comportamento foi identificado nos experimento de Tang et al. (2018): assim como observado na direção [100], a direção [110] também apresentou maiores valores de força de usinagem com a diminuição ou aumento do avanço ou ângulo de saída da ferramenta.

Figura 5.22 – Comportamento da força de usinagem F_u conforme as direções cristalográficas do silício (100), os avanços de usinagem e os ângulos de saída negativos da ferramenta ($R_e 0,762\text{mm}$).

5.2.3.2 Componentes Fc e Ft

As equações das séries de Fourier ajustadas para os resultados das forças de corte (Fc) e de compressão (Ft) para todas as condições de usinagem da matriz experimental são apresentadas pelas Tabelas 5.5 e 5.6.

Tabela 5.5 – Ajuste da série de Fourier (8 termos) para a força de corte Fc conforme a rotação da peça em graus (ω°) para o torneamento com ferramenta de diamante com ponta circular ($R_e 0,762mm$), conforme as condições de usinagem das faixas do experimento.

$F_{c\omega} = a_0 + \sum_{i=1}^8 a_i \cos(iC\omega^\circ) + b_i \sin(iC\omega^\circ)$											
Faixas	a_0	C	Índice	$i = 1$	$i = 2$	$i = 3$	$i = 4$	$i = 5$	$i = 6$	$i = 7$	$i = 8$
	10^{-3}	10^{-3}		10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}	10^{-3}
1	0.6461	0.0172	a_i	0.0110	0.0011	0.0079	0.0398	0.0134	-0.0007	0.0016	0.0228
			b_i	-0.0001	-0.0007	-0.0085	-0.0183	-0.0012	0.0002	-0.0044	0.0171
2	0.6106	0.01742	a_i	0.0136	-0.0014	0.0115	0.0733	-0.0048	-0.0033	0.0030	-0.0313
			b_i	0.0004	0.0044	0.0107	-0.0609	-0.0088	-0.0002	0.0072	0.0541
3	0.3942	0.0166	a_i	0.0756	0.0133	0.0546	0.0718	-0.0247	-0.0117	-0.0094	-0.0488
			b_i	0.0060	0.0043	-0.0254	-0.0820	0.0297	0.0366	0.0439	0.0717
4	0.2360	0.01692	a_i	0.0262	0.0076	0.0204	0.0761	-0.0025	-0.0082	-0.0065	-0.0195
			b_i	0.0028	0.0014	-0.0020	-0.0542	0.0142	0.0062	0.0149	0.0177
5	0.3635	0.06974	a_i	0.1863	-0.0292	-0.0397	0.0110	0.0078	-0.0116	-0.0028	0.0064
			b_i	0.0211	0.0001	-0.0172	0.0036	0.0139	-0.0041	-0.0066	0.0067
6	0.2597	0.03471	a_i	-0.0008	0.0484	-0.0005	-0.0140	-0.0007	-0.0158	0.0003	-0.0062
			b_i	0.0003	0.0138	0.0001	0.0024	0.0008	-0.0022	0.0015	-0.0015
7	0.4744	0.01726	a_i	0.0211	-0.0024	0.0063	0.0322	0.0047	-0.0012	-0.0010	-0.0194
			b_i	0.0166	0.0089	-0.0050	-0.0115	-0.0015	0.0013	0.0044	0.0059
8	0.6750	0.01742	a_i	0.0042	0.0025	-0.0022	-0.0022	0.0128	0.0053	0.0077	0.0208
			b_i	0.0010	-0.0023	-0.0019	0.0076	0.0009	0.0032	0.0034	0.0018
9	0.4125	0.01646	a_i	-0.0280	-0.0320	-0.0154	0.0448	-0.0338	-0.0307	-0.0141	-0.0408
			b_i	0.0296	-0.0023	0.0025	-0.0629	0.0516	0.0319	0.0300	0.0434
10	0.2040	0.01282	a_i	-0.2012	-0.0098	0.1261	0.1332	0.0913	0.0310	0.0085	0.0029
			b_i	0.1854	0.2316	0.1454	0.0194	-0.0713	-0.0063	-0.0152	-0.0128

A partir de uma visão mais ampla sobre os resultados do experimento, a força de corte Fc e a força de compressão Ft podem ser analisadas juntamente com a ductilidade na usinagem (Figura 5.23). Assim como foi feito para análise da porcentagem da subárea em relação à área total de uma determinada faixa do experimento, aqui ductilidade na usinagem é a razão da subárea das partes dúcteis em relação à área total da faixa do experimento analisada.

Pode ser observado que o aumento da força de corte na direção dúctil [100] acarreta o aumento da ductilidade da usinagem. Enquanto que a força de corte na direção frágil [110] se mantém constante em um determinado intervalo (Estágio 1) e então volta a aumentar com o

crescimento da ductilidade (Estágio 2). Por outro lado, a força de compressão F_t apresenta um comportamento inverso em relação à força de corte na direção [100] a partir do estágio 2. Enquanto que na direção [110] a força de compressão F_t é idêntica ao comportamento da força de corte nessa mesma direção.

Tabela 5.6 – Ajuste da série de Fourier (8 termos) para a força de compressão F_t conforme a rotação da peça em graus (ω°) para o torneamento com ferramenta de diamante com ponta circular ($R_\epsilon 0,762mm$), conforme as condições de usinagem das faixas do experimento.

$F_{t\omega} = a_0 + \sum_{i=1}^8 a_i \cos(iC\omega^\circ) + b_i \cos(iC\omega^\circ)$											
Faixas	a_0 10^{-3}	C 10^{-3}	Índice	$i=1$ 10^{-3}	$i=2$ 10^{-3}	$i=3$ 10^{-3}	$i=4$ 10^{-3}	$i=5$ 10^{-3}	$i=6$ 10^{-3}	$i=7$ 10^{-3}	$i=8$ 10^{-3}
1	0.62680.01729		a_i	0.0578	-0.0008	0.0185	0.1106	0.0456	-0.0030	-0.0003	0.0570
			b_i	-0.0022	-0.0007	-0.0296	-0.0228	-0.0051	-0.0026	-0.0168	0.0585
2	0.85120.01743		a_i	0.0327	-0.0027	0.0205	0.1440	-0.0088	-0.0056	0.0058	-0.0637
			b_i	0.0088	0.0080	0.0192	-0.1211	-0.0180	-0.0021	0.0157	0.0951
3	0.64060.01665		a_i	0.1917	0.0353	0.1350	0.1906	-0.0496	-0.0207	-0.0161	-0.1232
			b_i	0.0108	0.0080	-0.0539	-0.2287	0.0573	0.0794	0.0936	0.1441
4	0.49190.01698		a_i	0.0771	0.0142	0.0462	0.2330	-0.0134	-0.0235	-0.0200	-0.0523
			b_i	0.0191	0.0025	-0.0015	-0.1578	0.0369	0.0125	0.0390	0.0508
5	0.8750.06954		a_i	0.4839	-0.0859	-0.0925	0.0304	0.0242	-0.0253	-0.0089	0.0143
			b_i	0.0144	-0.0063	-0.0254	0.0138	0.0293	-0.0078	-0.0113	0.0073
6	0.4730.03475		a_i	-0.0006	0.1488	0.0007	-0.0359	-0.0014	-0.0425	-0.0008	-0.0166
			b_i	-0.0003	0.0342	0.0012	0.0016	0.0047	-0.0056	0.0047	-0.0027
7	0.60560.01719		a_i	0.0255	-0.0013	0.0176	0.0773	0.0068	-0.0051	-0.0023	-0.0364
			b_i	0.0445	0.0196	-0.0085	-0.0350	-0.0033	0.0029	0.0095	0.0148
8	0.95860.01738		a_i	-0.0082	0.0039	-0.0053	-0.0029	0.0251	0.0124	0.0154	0.0296
			b_i	-0.0023	-0.0005	-0.0026	-0.0025	0.0009	0.0074	0.0060	0.0061
9	0.84560.01637		a_i	-0.1172	-0.1092	-0.0540	0.1169	-0.1065	-0.0891	-0.0368	-0.0969
			b_i	0.1046	0.0037	0.0172	-0.1861	0.1828	0.1177	0.1032	0.1417
10	4.0630.01139		a_i	2.3160	-4.3000	-4.2650	0.1301	2.1110	1.0780	-0.1437	-0.1481
			b_i	-6.0730	-3.8910	2.0420	3.5120	0.8610	-0.8816	-0.4944	-0.0237

Esse comportamento pode ser explicado pela componente de cisalhamento da força de usinagem. Segundo os resultados de Shaw (2005), o aumento da força de corte é inversamente proporcional ao ângulo de cisalhamento. Conforme o ângulo de saída da ferramenta é mais negativo, o ângulo de cisalhamento diminui e a força de corte aumenta. Isso pode ser mais bem entendido pela equação da força de cisalhamento (Equação 5.1). A diminuição do ângulo de cisalhamento (φ) gera valores maiores de cosseno, enquanto valores menores são fornecidos pelo seno.

$$F_\varphi = F_c \cos(\varphi) - F_t \sin(\varphi) \quad (5.1)$$

Figura 5.23 – Força de corte e de compressão versus a ductilidade da usinagem para o silício (100):
 1: $f4,0\mu\text{m}/\gamma0^\circ$; 2: $f4,0\mu\text{m}/\gamma-45^\circ$; 3: $f4,0\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$; 4: $f4,0\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$; 5: $f2,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$;
 6: $f5,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$; 7: $f3,0\mu\text{m}/\gamma-37,5^\circ$; 8: $f5,0\mu\text{m}/\gamma-37,5^\circ$; 9: $f3,0\mu\text{m}/\gamma-7,5^\circ$; 10: $f5,0\mu\text{m}/\gamma-7,5^\circ$;

Se as faixas do experimento são separadas em três grupos, conforme demonstra a Figura 5.23 : $F_{c[100]}$, fazendo a média dos ângulos de saída daqueles grupos ($\bar{\gamma}_1$, $\bar{\gamma}_2$ e $\bar{\gamma}_3$) tem-se um aumento negativo do ângulo de saída do grupo 1 para o grupo 3; e consequentemente um aumento da força de corte. Provavelmente, o ângulo de cisalhamento está diminuindo.

Conforme a ductilidade da usinagem passa de 50% (Estágio 2), é possível observar uma queda da tendência de comportamento da força de compressão F_t na direção [100], ao passo que F_c continua aumentando. Essa mudança de comportamento das forças de acordo com o modo de remoção do material também foi observada por Wang et al. (2017) em simulação dinâmica molecular e por Mukaida e Yan (2017) nas medições das forças experimentais.

O aumento da força de corte, a diminuição da força de compressão e a diminuição do ângulo de cisalhamento faz com que a força de cisalhamento aumente ainda mais (Equação 5.1), fazendo da direção [100] a que alcança maiores forças de cisalhamento. Por outro lado, na direção [110] pode ser observado que tanto a força de corte como a força de compressão aumentam juntas, sendo que os valores de F_t são maiores que F_c . Essas duas situações fazem com que a força de cisalhamento, nessa direção, seja mais baixa, o que torna essa direção frágil.

Provavelmente, o aumento da ductilidade com o aumento da força de cisalhamento mostra que a pressão de transição pode ter uma relação inversamente proporcional à essa força e que o aumento dela melhora a capacidade de remoção de material em regime dúctil.

5.2.4 Pressão de Transição Frágil-Dútil

A pressão de transição do silício (100) por meio da usinagem com ferramenta de diamante com ponta circular será analisada através da pressão de compressão da superfície de saída da ferramenta, a qual está diretamente em contato com o material da peça. Considerando que a ferramenta possui ângulo de saída negativo e ângulo de inclinação nulo, a força normal a área efetiva da secção de corte (F_{Ns}) é a soma das decomposições das forças de corte F_c e de compressão F_t de acordo com o ângulo de saída da ferramenta. Assim, a pressão de compressão da superfície de saída da ferramenta (KN_s) é o quociente entre a força F_{Ns} e a área efetiva da secção de corte As_e .

Analisando a faixa do experimento em que somente houve usinagem em regime dútil (faixa 7: $f3,0\mu\text{m}/\gamma-37,5^\circ$), a pressão de compressão na direção dútil [100] alcançou valores em torno de 20 GPa, enquanto na direção frágil [110] chegou-se a 15 GPa. Conforme já argumentado, a direção [100] é capaz de alcançar maiores forças e, portanto, a pressão de compressão tende a ser maior, pois ambas direções possuem a mesma área da secção de corte.

A superfície de resposta dos valores de pressão obtidos é apresentada na Figura 5.24. Na direção [100] avanços maiores tendem a diminuir a pressão de contato devido ao aumento da área da secção de corte, o que é normalmente esperado. Porém, na direção [110] tanto avanços altos como baixos tendem a aumentar a pressão de compressão da superfície de saída e auxiliar na remoção de modo dútil, com exceção de um intervalo elíptico formado pelos avanços e ângulos de saída entre 2,4 a 6 $\mu\text{m}/\text{volta}$ e 0° a $37,5^\circ$. Nesse intervalo as pressões de compressão são as mais baixas alcançadas pela usinagem e, portanto, tal intervalo elíptico deve ser evitado.

Na direção [100] para se alcançar usinagem em regime dútil avanços da ordem de 4,5 $\mu\text{m}/\text{volta}$ podem ser utilizados para qualquer ângulo da ferramenta. Porém, para avanços maiores que 4,5 $\mu\text{m}/\text{volta}$, ângulos de saída mais negativos que -25° devem ser empregados para se alcançar a usinagem em regime dútil. Esse tipo de comportamento do ângulo crítico para um determinado avanço também foi mencionado nos experimentos de Zong et al. (2016).

Para determinar a pressão de transição frágil-dútil durante a usinagem foi feito um cruzamento com os resultados de pressão das faixas do experimento e as curvas de nível da superfície de resposta. Na direção [100] apenas as faixas 6 e 10 sofreram fraturas em suas superfícies, os parâmetros dessas faixas são os pontos (5,5; $-22,5^\circ$) e (5; $-7,5^\circ$). A banda que passa acima desses pontos é a curva traço-ponto da Figura 5.24: [100]. A porção interna delimitada pela curva traço-ponto define o estado de remoção de material predominantemente frágil e a porção externa de predominância dútil. O valor dessa pressão de transição foi de

aproximadamente 12 GPa, mesmo valor relatado por Gupta e Ruoff (1980) que investigaram a transição de fase do silício (100) por meio da mudança de resistência elétrica por compressão.

Figura 5.24 – Pressão de compressão da superfície de saída da ferramenta ($R_e 0,762\text{mm}$) conforme as direções cristalográficas do silício (100), os avanços de usinagem e os ângulos de saída.

O mesmo critério foi aplicado para a direção [110], apenas a faixa 7 (3; -37,5°) e faixa 2 (4; -45°) foram predominantemente dúcteis nessa direção. Entretanto a faixa 8 (5; -37,5°) se apresenta claramente como sendo o ponto de transição, pois duas das quatro direções [110] que se repetem fraturaram nessa direção, enquanto que na direção [100] isso não ocorre. A banda que passa abaixo do ponto da faixa 7 (3; -37,5) e em cima da faixa 8 (5; -37,5) delimitada pela elipse traço-ponto da Figura 5.24: [110] determina a região de transição dessa direção. Todas

as outras faixas que sofreram fratura se encontram do lado de dentro dessa elipse traço-ponto. O valor da pressão de transição dessa banda foi de aproximadamente 13 GPa.

Além do fato da direção [110] não conseguir gerar grandes forças para o aumento da pressão naquela direção, a superfície de resposta aponta que essa direção requer uma maior pressão de compressão para uma mudança de comportamento frágil para dúctil. Isto se explica pelo fato que a dureza da direção [110] é menor e, portanto, a tensão necessária para induzir a transição de fase deve ser maior para que se atinja os valores estabelecidos entre 11 – 12,5 GPa.

Novamente, conforme demonstram as retas traço-ponto verticais das curvas de nível da Figura 5.24, pode ser observado que aquela área ($2 - 2,5 \mu\text{m}^2$) encontrada nos ensaios de microendentação tem mantido uma boa relação com o avanço de usinagem aplicado para uma profundidade crítica de 1 μm (comprimento máximo das trincas no início da propagação em microendentação). Todavia, as pressões nos experimentos de usinagem foram de 15 a 25% maiores que as pressões encontradas nos ensaios de endentação, provavelmente devido as maiores taxas de deformação e ao aumento do atrito e o fluxo de material pela dinâmica do processo de usinagem.

Pela análise da pressão de compressão é possível analisar a capacidade de amorfização (transição de fase) do material da peça conforme a variação do avanço e ângulo de saída da ferramenta. Porém, em termos de usinabilidade, torna-se mais difícil determinar pela pressão de compressão o quanto da usinagem está sendo realizada com enfoque na formação do cavaco, ou o quanto dela está sendo totalmente direcionada a deformações plásticas devido as altas pressões conduzidas pelo aumento do ângulo de saída da ferramenta. Uma forma de analisar esse tipo de usinabilidade pode ser por meio da energia ou pressão específica de corte, a qual apresenta de modo mais claro o comportamento da energia para formação do cavaco e da energia decorrente do atrito e do fluxo de material. Assim sendo, a seguir será explorado o efeito do ângulo de saída sobre a energia específica de corte na usinagem de um material frágil monocristalino.

5.2.5 Energia Específica de Corte

A energia específica de corte foi definida como aquela despendida com o trabalho da ferramenta para um determinado volume de material removido. Seu comportamento em usinagem com ferramenta de diamante em micro e nanoescala é apresentado pela Figura 5.25. Esse experimento foi realizado de forma avulsa apenas para demonstrar o efeito de escala em

usinagem de ultraprecisão, em que variou-se o avanço de 100 em 100 nm/rotação até atingir um avanço de 1,2 $\mu\text{m}/\text{rotação}$, sem ocasionar fraturas na superfície. Pelo fato da espessura ser constante nesse processo, a pressão específica de corte apresenta o mesmo comportamento da energia específica de corte, porém em GPa.

Conforme predito por Malkin e Guo (2008), em usinagem de ultraprecisão, também, a energia específica de corte tende para um valor mínimo, o qual é considerado pelos autores como a energia específica de corte necessária para cisalhar o material e formar o cavaco ($u_{\sigma r}$). O aumento da energia específica de corte com o decréscimo do avanço está relacionado com as forças que não contribuem para formação do cavaco. Assim, a parcela da energia específica de corte acima da mínima energia para formar o cavaco, reportada por Malkin e Guo como u_{pl} , é decorrente dos atritos e fluxo de material que começam a aumentar com a aumento da pressão naquelas proximidades.

Figura 5.25 – Comportamento da energia específica de corte (j/mm^3) ou pressão específica de corte (GPa) na usinagem do silício (100) em micro e nanoescala com ferramenta de diamante ($R_{\varepsilon} 0,762\text{mm}$) rotacionada em $-22,5^\circ$ como ângulo de saída.

Para analisar o efeito do ângulo de saída da ferramenta na energia específica de corte, foram extraídas as respectivas equações do modelo empírico das superfícies de resposta, conforme demonstra a Figura 5.26.

Figura 5.26 – Superfícies de resposta da energia específica de corte (j/mm^3) ou pressão específica de corte (GPa) das faixas de usinagem do experimento e os respectivos modelos empíricos.

$$z(x,y) = 10,93 - 4,1676x + 0,8031x^2 + 0,7478y + 2,9256y^2 + 1,755xy$$

$$z(x,y) = 3.695 - 1.2433x + 1.4x^2 + 1.0363y + 5.0275y^2 + 0.3125xy$$

x : avanço codificado; y : ângulo de saída codificado; **codificação experimental**: -1,41 ... 0 ... 1,41

A partir desse modelo empírico foram gerados pontos da variação do avanço de usinagem com um determinado ângulo de saída da ferramenta. Por meio desses pontos fornecidos pelo modelo empírico gerou-se então a função de regressão característica da energia específica de corte, a qual é do tipo $y = Ax^{-B}$. A Figura 5.27 apresenta os resultados obtidos de acordo com as direções cristalográficas.

Figura 5.27 – Variação da energia específica de corte (j/mm^3) ou pressão específica de corte (GPa) com o ângulo de saída da ferramenta ($R_e 0,762\text{mm}$) para o silício (100).

Pode ser observado na Figura 5.27 que o decaimento da energia específica de corte desloca-se para valores menores, conforme o ângulo de saída da ferramenta aumenta negativamente. Porém, a partir do ângulo de saída de $-22,5^\circ$ ocorre uma inversão de deslocamento do comportamento da energia tanto para a direção [100] quanto para a [110].

A partir do ângulo de saída de $-22,5^\circ$ o efeito de escala da energia específica começa a diminuir e tender a uma reta em -60° . A energia necessária para formar o cavaco começa a aumentar a partir de $-22,5^\circ$ ao ponto de se comparar a energia decorrente dos atritos e fluxo de material, conforme demonstram as curvas do ângulo de -45° e do caso extrapolado -60° . A energia de formação do cavaco está se transformando inteiramente em energia de atrito e, provavelmente, não haverá mais usinagem do material, somente um processo semelhante ao de laminação, o que possivelmente conduzirá a fratura ou ao rápido desgaste da ferramenta. Isso foi observado nos experimentos preliminares em que se usou uma ferramenta de diamante a -60° . Em poucos segundos de usinagem a ferramenta demonstrou lascamentos (Figura 5.28).

Figura 5.28 – Lascamento da ferramenta de diamante aplicada a um ângulo de saída de -60° .

Em relação ao comportamento da transição do silício de frágil para dúctil, as curvas de nível da energia específica de corte se apresentaram da mesma forma que as de pressão de compressão da superfície de saída. Porém, os valores de energia específica de corte necessários para transformação de fase foram menores em torno de 25%: 9 j/mm^3 ou GPa na direção [100] e 10 j/mm^3 ou GPa na direção [110]⁴. Contudo, esses valores estão dentro da variação da energia específica equivalente de corte da endentação em que se começa a propagação de trincas. Isso comprova que pode haver uma relação direta entre a usinabilidade do material com ferramentas

⁴ Deve-se lembrar que a componente de cisalhamento implica numa menor pressão de transição.

de diamante e a endentação com pontas prismáticas de diamante. Provavelmente essa ocorrência resulta da proximidade que os raios de arestas possuem tanto nos endentadores Vickers, Knoop e Berkovich quanto na ferramenta de diamante.

Para analisar os efeitos da usinagem sobre a superfície acabada a técnica microscopia Raman foi utilizada.

5.2.6 Tensão Residual

A análise da tensão residual foi conduzida por espectroscopia micro Raman. Em todas as faixas de usinagem, para cada direção, procurou-se fazer as medidas nas superfícies não fraturadas, conforme demonstra o posicionamento do laser na Figura 5.29a-b.

Figura 5.29 – Exemplo, faixa 5 ($f2,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$), do posicionamento do laser para obtenção do espectro Raman. a) superfície totalmente dúctil, direção [100]. b) superfície fraturada, direção [110].

A Figura 5.30 apresenta o comportamento do espectro Raman após a usinagem em regime dúctil (faixa 5: $f2,5\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$ e direção [100]) com as respectivas curvas de ajuste Laurencianas para cada pico encontrado juntamente com o somatório dessas curvas. Observa-se uma banda característica de amorfização da superfície (GOGOTSI; BAEK; KIRSCHT, 1999) em torno de 470 cm^{-1} antes do pico do silício cristalino centrado em torno de $520,5\text{ cm}^{-1}$.

Figura 5.30 – Espectro micro Raman da faixa 5 ($f2,5\mu\text{m}/\gamma\text{-}22,5^\circ$ e direção [100]) com as respectivas curvas de ajuste Laurencianas para cada pico encontrado juntamente com o somatório dessas curvas.

O pico característico da estrutura cúbica do diamante do silício está centrado em $526,1 \text{ cm}^{-1}$ (curva de cor preta). Os valores de picos que se deslocam desse valor referencial (curvas de linha verde e azul) correspondem à tensão residual imposta sobre a superfície pela ferramenta de usinagem.

O deslocamento para esquerda fornecerá tensões trativas e para direita compressivas (JASINEVICIUS et al., 2012). Todas as faixas de usinagem do experimento apresentaram deslocamento da posição do pico (estimado pela curva de ajuste Laurenciana) para direita, conforme demonstra o detalhe da Figura 5.30. Obtendo, assim, tensões residuais compressivas.

A tensão residual pode ser determinada conforme a Equação 5.2 (aproximada) proposta por Weinstein e Piermarini (1975).

$$P = 192,3(w - w_0) \quad [\text{MPa}] \quad (5.2)$$

Onde, w é a atual posição do pico cristalino (cm^{-1}), w_0 é o pico característico da estrutura cúbica do diamante do silício ($526,1 \text{ cm}^{-1}$) e P é a tensão residual (MPa).

A superfície de resposta (Figura 5.31) apresenta os valores de tensão residual obtidos (200 - 450 MPa), os quais se encontram próximos dos valores obtidos nos experimentos de Jasinevicius et al. (2012): 125 - 350 MPa. Essa superfície de resposta revela que as tensões residuais obtidas na direção [100], conforme a variação do avanço e ângulo de saída, possui comportamento inverso que o da direção [110]. Nesta direção as tensões residuais aumentam à medida que o avanço se aproxima de 4 $\mu\text{m/volta}$ e de $-22,5^\circ$. Esse ponto se apresenta como um mínimo para a direção [100] e máximo para a [110]. Assim, existe um ponto ótimo de usinagem em que se alcança o melhor resultado para as duas direções, tal ponto se encontra em torno de 2,5 $\mu\text{m/volta}$ aplicado a $-22,5^\circ$ de ângulo de saída. Porém, conforme os resultados da pressão de transição, para uma usinagem em regime dúctil é preciso que o ângulo de saída da ferramenta, para um avanço de 2,5 μm , seja maior que -30° ou menor que -15° .

Figura 5.31 – Superfície de resposta da tensão residual (MPa) para usinagem com ferramenta de diamante ($R_e 0,762 \text{ mm}$) no silício (100).

Esse efeito inverso das tensões residuais com as direções cristalográficas pode ser melhor entendido correlacionando as tensões com a força de usinagem. Conforme demonstrado pela média geral (Figura 5.32) das faixas de usinagem do experimento e sua variação (desvio), observa-se que na direção [110], a qual sofreu maiores fraturas, a tensão residual aumenta enquanto a força diminui. A força na direção [110] é menor por ser a direção mais mole e, portanto, com maior capacidade de armazenar energia de deformação. Assim, maiores tensões residuais podem ser alcançadas nessa direção. Porém, por ser a direção preferencial de propagação das trincas, tal direção é mais frágil. O surgimento dessas trincas faz com que aja um relaxamento da superfície de modo geral, contribuindo ainda mais para menores valores de força registrados nessa direção.

Figura 5.32 – Correlação entre a força de usinagem F_u e a tensão residual das respectivas direções cristalográficas do silício (100) na usinagem com ferramenta de diamante ($R_z 0,762$ mm).

5.2.7 Raio de Corte

Conforme demonstra a Figura 5.33, cada faixa usinada do experimento constitui-se de um ombro de usinagem, devido à profundidade de usinagem e ao raio de corte r_c da ferramenta.

Figura 5.33 – Ombro de usinagem das faixas do experimento.

Focalizando o microscópio confocal (Lext OLS4100) em cada ombro de usinagem e nas respectivas direções cristalográficas, foi possível medir o raio de corte r_c da ferramenta impresso sobre a superfície usinada, como apresentado na Figura 5.34. Também nesse ombro de usinagem é possível verificar o início do surgimento das fraturas: o momento em que a espessura efetiva de corte h_e alcança um certo valor crítico, denominado como h_e^* , no qual o material não suporta mais deformações e a transição de fase volta para a estrutura cristalina natural do material (frágil).

Figura 5.34 – Raio de corte do ombro de usinagem da faixa 4 ($f4,0\mu\text{m}/\gamma-22,5^\circ$) do experimento para ferramenta de diamante ($R_\epsilon 762\mu\text{m}$) medido no microscópio confocal (Lext OLS4100).

Os raios de corte medidos em cada uma das faixas de usinagem do experimento se comportaram conforme demonstra a Figura 5.35. Observa-se que os valores preditos pela Equação 3.1 estão próximos dos valores experimentais. Em média, verificou-se um erro máximo entre o raio de corte calculado e o real de 10%.

Figura 5.35 – Raio de corte r_c do ombro de usinagem das faixas do experimento para $r_e = 762 \mu\text{m}$.

5.2.8 Espessura Crítica-Efetiva de Corte

Uma vez determinado o raio de corte r_c , torna-se possível determinar a espessura crítica-efetiva de corte (h_e^*). Com o surgimento da fratura no ombro de usinagem (Figura 5.36) é possível encontrar qual é a profundidade crítica (ap^*) correspondente àquela fratura (início da propagação de trincas). Calcula-se, então, a profundidade crítica-efetiva ap_e^* ⁵, para que, juntamente com o raio de corte r_c e o ângulo crítico (φ_t^*) relativo àquela fratura, possa ser determinada a espessura crítica-efetiva de corte h_e^* , conforme descrito na Figura 5.36

Figura 5.36 – Determinação da espessura crítica-efetiva de corte.

⁵ A profundidade crítica-efetiva ap_e^* é a projeção da profundidade crítica ap^* sobre a superfície de saída da ferramenta devido ao ângulo de saída negativo $-\gamma$.

Nem todas as faixas de usinagem apresentaram claramente o momento do início de propagação de trincas, alguns ombros de usinagem apresentaram-se completamente dúcteis enquanto outros totalmente frágeis. A Figura 5.37 fornece os valores de h_e^* para os ângulos de saída da ferramenta das faixas de usinagem nas quais foi possível medir as espessuras crítica-efetivas na direção [100], faixas: 2, 3, 4, 7, 8 e 9.

Figura 5.37 – Espessura crítica-efetiva de corte h_e^* para o silício (100) na direção [100] em usinagem com ferramenta de diamante.

Contudo, na direção [110] foi possível medir a espessura crítica-efetiva de corte de apenas uma faixa de usinagem (faixa 7), que possui ângulo de saída de -37.5° . Comparando o valor dessa espessura crítica-efetiva de corte ($h_e^* = 210$ nm) com o respectivo valor da espessura da direção [100] ($h_e^* = 600$ nm), o h_e^* da direção frágil [110] corresponde a 35% do valor da direção dúctil [100]. Essa diminuição da direção [110] em relação a [100] também foi obtida nos experimentos de O'Connor, Marsh e Couey (2005) que usinaram o silício (100) por meio da estratégia com ferramenta rotativa em mergulho (“flycutting”). Portanto, pode ser assumido que a espessura crítica-efetiva de corte h_e^* da direção [110] corresponderá a 35% dos valores da direção [100].

O aumento da espessura crítica com o aumento do ângulo de saída negativo também foi observado nos ensaios de Venkatachalam, Li e Liang (2009), os quais encontraram valores de 60 nm a 140 nm. O motivo dos valores serem menores que os apresentados neste trabalho se deve ao fato de que os autores utilizaram o plano de trabalho mais frágil do silício, plano (111). Além disso, por não terem considerado o efeito do ângulo de saída $-\gamma$ e, conseqüentemente, do

raio de corte r_c , os valores encontrados por esses autores diz respeito à espessura crítica de corte h^* e não à espessura crítica-efetiva de corte h_e^* , o que contribui ainda mais para a diferença dos valores apresentados aqui para o Si (100) e os encontrados por eles para o Si (111).

Em relação à profundidade crítica ap^* na direção [100], estima-se que o valor para que as trincas não alcancem a superfície usinada deva ser maior que $2,75 \mu\text{m}$. Essa conclusão toma como referência as faixas de usinagem 3 e 4, as quais revelaram um ponto de transição, pois três das quatro direções $\langle 100 \rangle$ apresentaram leves fraturas na superfície, demonstrando que h_e^* está no limite de sua altura necessária para que a trinca não chegue à superfície usinada.

Uma vez estabelecido os valores de h_e^* e sua variação com o ângulo de saída da ferramenta, correlações podem ser feitas com os ensaios de microendentação. Nesse caso, quando a face de contato do endentador Vickers é analisada em detalhes (Figura 5.38), pode ser observado que em uma dada penetração do endentador na peça, existe uma altura média, Figura 5.38: $\overline{H'}(A_f^*)$, equivalente a uma espessura efetiva no corte ortogonal. Considerando a área da face do endentador Vickers correspondente ao início de propagação das trincas ($A_f^* = 2,25 \mu\text{m}^2$), o valor da altura média para essa face foi de 780 nm, conforme descrito pela Equação 5.3. Esse valor de 780 nm vai ao encontro da extrapolação da espessura crítica-efetiva de corte h_e^* para o ângulo equivalente do endentador Vickers de -68° (Figura 5.37). Isso demonstra uma relação intrínseca entre a geometria da área da face do endentador em que surgem as trincas e a espessura crítica-efetiva h_e^* em usinagem.

Em relação à profundidade crítica ap^* em usinagem, observou-se que a largura máxima da face de contato do início de propagação das trincas em microendentação ($\ell^* = 2,8 \mu\text{m}$) se aproximou dos valores estimados em usinagem ($ap^* = 2,75 \mu\text{m}$).

Figura 5.38 – Equivalência entre a usinagem com ferramenta de diamante e os resultados de endentação $h_e^* \equiv \overline{H'}(A_f^*)$ e $ap^* \equiv \ell^*$, e.g.: endentador Vickers: .

$$\overline{H'}(A_f^*) \equiv h_e^* = \frac{H'}{2} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{A_f^*}{\sin(\gamma_f)}} = 780 \text{ nm} \quad (5.3)$$

Em termos médios, a espessura crítica-efetiva de corte h_e^* em usinagem com ferramenta de diamante é reduzida em 2% para cada redução unitária do ângulo de saída da ferramenta. Assim, para que h_e^* possa ser estimada por ensaios de microendentação, deve-se aplicar um fator de correção dado pela diferença absoluta entre o ângulo negativo da face do endentador (γ_f°) e o ângulo de saída negativo da ferramenta de usinagem (γ°).

O melhor endentador para analisar o efeito de direção cristalográfica no silício (100) foi o Vickers. Quando a face do endentador Vickers é posicionada em uma dada direção, por exemplo a [100], todas as outras faces se posicionam nas mesmas direções equivalentes $\langle 100 \rangle$ devido a repetibilidade de direções do silício (100) que ocorrem a cada 90° , assim como as faces do endentador Vickers. A expressão empírica que estima h_e^* e ap^* nos ensaios de microendentação Vickers pode ser dada por:

$$h_e^* \cong \frac{0,98^{(|\gamma_f - \gamma|)}}{2} \sqrt{\frac{A_f^*}{\sin \gamma_f}} \quad ap^* \cong \ell^* \quad \text{Vickers [} \mu\text{m]} \quad (5.4)$$

Em relação ao endentador Knoop, provavelmente, devido ao formato assimétrico da área de contato, exigiu-se que ao invés de determinar h_e^* pela altura média, ela fosse determinada pela altura máxima dessa face de compressão (H'), por isso o valor 2 multiplicando a área A_f^* da Equação 5.5. A defasagem de 16° de duas das quatros faces do endentador Knoop não interferiu significativamente nos resultados da direção cristalográfica de interesse.

$$h_e^* \cong \left(\frac{2A_f^*}{\ell^*} \right) 0,98^{(|\gamma_f - \gamma|)} \quad ap^* \cong \frac{\ell^*}{2} \quad \text{Knoop [} \mu\text{m]} \quad (5.5)$$

O endentador Berkovich possui faces se repetindo a cada 120° pelo fato de possuir 3 lados. Provavelmente, os resultados são aproximadamente uma média entre as direções cristalográficas [100] e [110] do silício (100) e, portanto, por meio desse endentador não é possível obter a espessura crítica-efetiva de corte h_e^* de uma dada direção cristalográfica, apenas a média entre as direções [100] e [110] (Equação 5.6). Contudo, para estimar seu valor na

direção [100] e na direção [110] pode-se aumentar o $\overline{h_e^*}$ em 50% e diminuí-lo em 50%, respectivamente.

$$\overline{h_e^*} \cong \frac{0,98 (|\gamma_f - \gamma|)}{2} \sqrt{\frac{\text{tg } \omega}{\text{sen } \gamma_f} A_f^*} \quad ap^* \cong \ell^* \quad \text{Berkovich [} \mu\text{m} \text{]} \quad (5.6)$$

A Figura 5.39 apresenta a aproximação das espessuras crítica-efetivas de corte h_e^* estimadas pelos ensaios de micro e nanoendentação com o auxílio das Equações 5.4, 5.5 e 5.6, e os valores de h_e^* obtidos no experimento de usinagem.

Figura 5.39 – Equivalência entre os resultados de espessuras crítica-efetivas h_e^* obtidas dos ensaios de microendentação Vickers ($A_f^* = 225 \text{ nm}$), Knoop ($A_f^* = 213 \text{ nm}$, $\ell^* = 529 \text{ nm}$) e nanoendentação Berkovich ($A_f^* = 200 \text{ nm}$) e as espessuras crítica-efetivas h_e^* da usinagem com ferramenta de diamante.

5.3 APLICAÇÃO

A principal função de uma lente Fresnel, como demonstra a Figura 5.40, é reduzir a altura que uma lente convencional ocuparia, podendo chegar a espessuras muito finas dependendo da tecnologia aplicada. Aqui será descrita a fabricação dessas lentes em torneamento com ferramenta de diamante.

Figura 5.40 – Ilustração de Lentes ópticas. a) Convencional. b) Lente Fresnel de altura constante.

5.3.1.1 Lente de Fresnel Anesférica de Silício (100)

As primeiras lentes de Fresnel (côncava e convexa) fabricadas foram dimensionadas com distância focal de 30 mm e raio de 1,5 mm, resultando em uma abertura numérica ($f/\#$) de 10. Fracionou-se essas lentes em 11 zonas de altura constante, com o intuito de obter uma lente com espessura de 7 μm e assim poder executar a usinagem em uma única passada com profundidade de usinagem correspondente.

A ferramenta utilizada para a usinagem dessa lente foi a de ponta um quarto de círculo com raio de 100 μm . O ângulo de saída aplicado para a usinagem dessa lente foi de $-37,5^\circ$ conforme o melhor acabamento óptico apresentado pelas superfícies de resposta. O avanço foi determinado com base na espessura crítica-efetiva de corte h_e^* . Para o ângulo de saída negativo aplicado ($-37,5^\circ$) e o raio de corte predito ($r_c = 125 \mu\text{m}$), a espessura crítica efetiva de corte h_e^* na direção [100] se encontra entre 400 a 500 nm. Contudo, a direção mais problemática para a usinagem é a [110]. Conforme discutido, a espessura crítica-efetiva de corte h_e^* da direção [110] corresponde a 35% da direção [100]. Portanto, precisa-se tomar como referência uma espessura crítica-efetiva de corte h_e^* variando de 140 a 175 nm. Para ter certeza de que a lente seria usinada em regime dúctil, decidiu-se adotar o valor de $h_e^* = 100 \text{ nm}$.

Aplicando um avanço de 250 nm/volta, para o raio de corte r_c de 125 μm e profundidade de usinagem de 7 μm , a espessura efetiva de corte máxima $h_{e_{\text{máx}}}$ será de 100 nm. Isso mostra que, provavelmente, não haverá propagação das trincas nos parâmetros de usinagem empregados: $\gamma = -37,5^\circ$, $ap = 7 \mu\text{m}$, $f = 250 \text{ nm/volta} \equiv h_{e_{\text{max}}} = 100 \text{ nm} < h_{e_{[110]}}^* = 140 - 175 \text{ nm}$. As lentes de Fresnel obtidas a partir de tais parâmetros de usinagem são mostradas na Figura 5.41. A usinagem em regime dúctil das superfícies foi alcançada com sucesso.

Figura 5.41 – Lentes de Fresnel fabricadas no silício (100) com ferramenta de diamante com ponta um quarto de círculo ($R_e = 100 \mu\text{m}$). Imagens obtidas do microscópio eletrônico de varredura e microscópio confocal.

Contudo, como demonstram as imagens de microscopia eletrônica de varredura, observou-se que algo estava fazendo com que as bordas das paredes da lente Fresnel sofressem fraturas.

Uma investigação iniciou-se para saber o que estava causando essas fraturas. A primeira hipótese levantada considerou que o movimento da ferramenta em mergulho – movimento semelhante a usinagem de canais axiais em torneamento – deveria possuir um avanço menor.

Vários testes foram feitos, como demonstra a Figura 5.42, entre eles variando o ângulo de saída da ferramenta de -45° a 0° e avanços de 100 a 2 nm/volta. Mesmo com tão pequeno avanço (2 nm/volta), as bordas das paredes continuaram fraturando. Entretanto, observou-se que a fratura ocorria somente no lado da ponta da ferramenta, enquanto que na parte curvada a borda não sofria fratura.

Figura 5.42 – Testes de movimentos em mergulho para investigação das fraturas das bordas.

A segunda hipótese considerou que a ponta da ferramenta, quando usinava a peça em mergulho, sofria um rápido desgaste ou até mesmo um pequeno lascamento, realizando, assim, uma usinagem em mergulho com ponta gasta, o que provocaria a fratura da parede. No momento que a ferramenta seguia sua trajetória (movimento de faceamento do perfil) a espessura de corte voltava para sua forma de vírgula e não mais a ponta da ferramenta era a principal aresta de corte, mas sim a aresta curvada da ferramenta.

Para comprovar essa hipótese uma ferramenta nova foi utilizada para a usinagem de uma lente Fresnel e logo após levada ao microscópio eletrônico de varredura. Conforme mostra a Figura 5.43, pode-se ver que de fato a ponta da ferramenta estava sofrendo um rápido desgaste (intersecção das três arestas da geometria).

Figura 5.43 – Ponta da ferramenta de diamante ($R_{\epsilon} 0,107 \text{ mm}$) após usinagem da lente Fresnel de Si.

Com o intuito de verificar se as fraturas das bordas continuariam ocorrendo em um material mais dúctil que o silício, decidiu-se fabricar uma lente de Fresnel no material frágil antimoneto de índio - InSb (100).

5.3.1.2 Lente de Fresnel Anesférica de InSb (100)

Para determinar os parâmetros de usinagem no antimoneto de índio - InSb (100), uma comparação rápida com o silício foi realizada por meio da recuperação elástica do material em nanoindentação, com a mesma técnica usada no silício. A recuperação elástica do InSb (100), livre de propagação das trincas, foi de 80% em relação ao volume comprimido no carregamento (Figura 5.44). A recuperação elástica do silício foi de 30%. Assim, com base nessas recuperações elásticas, pode-se assumir que o InSb (100) é 2,5 vezes mais dúctil que o silício (100), possivelmente, por possuir uma pressão de transição 5 vezes mais baixa que a do silício (JASINEVICIUS; PIZANI; DUDUCH, 2000). Assim sendo, assumiu-se que a espessura crítica-efetiva de corte h_e^* poderia aumentar devido a maior ductilidade e menor pressão de transição do InSb. Os valores para a usinagem do InSb, teoricamente, poderiam ser, então, 2,5 vezes maiores para uma mesma geometria da ferramenta e profundidade de usinagem.

Figura 5.44 – Recuperação elástica do InSb (100) em nanoindentação.

Isto posto, o avanço de usinagem para a fabricação da lente Fresnel no InSb poderia chegar ao valor de 750 nm/volta. Este avanço foi usado para facear a amostra de InSb com a mesma ferramenta de diamante com ponta um quarto de círculo utilizada na fabricação das lentes de Fresnel de silício, sendo que nenhuma fratura foi observada na face do InSb (Figura 5.45).

Logo após o faceamento do InSb, deu-se início a usinagem da lente Fresnel convexa com os mesmos parâmetros das lentes de Fresnel fabricadas no silício ($\gamma = -37,5^\circ$, $a_p = 7 \mu\text{m}$, $f = 250 \text{ nm/volta}$). Conforme pode ser observado na Figura 5.45, a usinagem foi totalmente realizada em regime dúctil e as bordas das paredes se mantiveram íntegras.

Figura 5.45 – Lente Fresnel fabricada no InSb (100) com ferramenta de diamante com ponta um quarto de círculo ($R_\epsilon = 100 \mu\text{m}$). Imagens obtidas do microscópio eletrônico de varredura e microscópio confocal.

Por fim, uma última lente foi fabricada no antimoneto de índio, demonstrando em níveis submicrométricos a capacidade que a usinagem de ultraprecisão pode alcançar. Essa lente Fresnel foi projetada para um raio de 0,5 mm a uma distância focal de 10 mm que resulta em uma abertura numérica ($f/\#$) também de 10 mm. Dentro desse raio de 0,5 mm estão 20 zonas distribuídas de forma crescente da periferia para o centro, de modo a obter uma altura constante de 1,2 μm . Para a usinagem dessa lente foram estipuladas 3 passadas da ferramenta com profundidade de usinagem de 0,4 μm , devido às limitações do raio de ponta ($R_\epsilon = 1 \mu\text{m}$) da

ferramenta um quarto de círculo. O avanço de usinagem empregado foi aquele que provocaria o menor esforço da ferramenta, determinado em 50 nm/volta, bem abaixo da espessura crítica-efetiva de corte h_e^* . Os resultados dessa usinagem são mostrados pela Figura 5.46.

Figura 5.46 – Lente Fresnel fabricada no InSb (100) com ferramenta de diamante com ponta um quarto de círculo ($R_\epsilon = 1 \mu\text{m}$) . Imagens obtidas do microscópio eletrônico de varredura e microscópio confocal.

6 CONCLUSÃO

Em relação ao silício (100), a dureza e pressão de compressão ou energia em endentação devem ser determinadas antes de formação das trincas superficiais, para que os valores das propriedades mecânicas do material sejam confiáveis. Assim sendo, a análise dos materiais frágeis em endentação precisa ser separada em duas categorias: antes da formação de trincas e após as formações de trincas.

Os valores encontrados nos experimentos de micro e nanoendentação fornecem uma boa referência para determinação dos parâmetros de usinagem necessários para o corte em regime dúctil dos materiais frágeis. O melhor endentador para determinar a espessura crítica-efetiva de corte no silício (100) foi o Vickers.

Avanços e ângulos de saída negativos baixos proporcionam maiores forças de usinagem, o mesmo ocorre para avanços e ângulos de saída negativos altos. Os resultados de força mostram que usinar o silício (100) com ângulos de saída tendendo $-22,5^\circ$, tanto de 0 para $-22,5$ quanto de -60 para $-22,5$ por exemplo, tem mostrado ser desvantajoso no objetivo de alcançar uma superfície livre de trincas superficiais. Por outro lado, o aumento da força de cisalhamento aumenta a capacidade de remoção de material em regime dúctil.

Relativo a tensão residual, a tendência do ponto mínimo e máximo obtidos na direção [100] e [110] são inversos aos parâmetros de usinagem utilizados. Para maximização simultânea da tensão residual nas duas direções durante a usinagem, pode-se aplicar um avanço de $2,5 \mu\text{m/volta}$ a um ângulo de saída em torno de -15° ou -30° .

A relação da força de usinagem com a tensão residual determina que a direção [110] é a mais mole por apresentar menores forças que a direção [100]. Consequentemente, a direção [110] possui maior capacidade de absorver energia e, portanto, apresenta maiores tensões residuais. Contudo, por ser a direção mais mole, a direção [110] possui menor capacidade de atingir a pressão de transição e, por conseguinte, é a mais frágil. Em outras palavras, um material cristalino de comportamento dúctil não significa ser um material mole e o de comportamento frágil não significa ser um material duro. Em uma dada direção cristalográfica, o material pode se comportar como dúctil em relação a remoção de material, porém essa direção cristalográfica pode ser a de maior resistência (dura). Em uma outra direção cristalográfica, o material pode se comportar de forma frágil em termos de remoção de material, porém tal direção cristalográfica pode ser a de menor resistência mecânica (mole).

Sobre as pressões de transição, a da direção [110] foi de 13 GPa e a da direção [100] foi de 12 GPa. Comparativamente, os valores de energia específica de corte foram de 10 J/mm³ e 9 J/mm³, respectivamente.

Por meio da análise da pressão é possível concluir que, para conseguir usinar o silício (100) sem danificar a superfície acabada em qualquer direção, deve-se usar avanços de 2,4 µm/volta para qualquer ângulo de saída da ferramenta. Para aumentar o avanço da ferramenta para valores maiores que 2,4 µm/volta deve-se simultaneamente modificar o ângulo de saída da ferramenta. Por exemplo, tomando-se a Figura 5.24: direção [110], a espessura crítica-efetiva de corte máxima para um ângulo de saída de -25° equivale a um avanço de aproximadamente 2,25 µm/volta para uma usinagem em regime dúctil. Por outro lado, quando se aumenta o avanço para 3,5 µm/volta, o ângulo de saída da ferramenta deve ser de -37,5° para se alcançar uma usinagem em regime dúctil.

Contudo, existe um limite para o ângulo negativo de saída da ferramenta em -60°, nesse ângulo a energia para formação do cavaco se assemelha à energia de atrito e fluxo de material, ao ponto de danificar a aresta de corte da ferramenta.

As espessuras crítica-efetivas de corte, para o silício (100), variam de 100 nm a 560 nm para ângulos de saída da ferramenta de 0° a -45° para as direções [100] e [110]. Os valores da direção [110] correspondem a 35% dos valores da direção [100]. Para o caso em que o avanço e profundidade de usinagem programados levem a espessura efetiva de corte h_e a atingir os valores das espessuras crítica-efetivas de corte h_e^* relatadas, deve-se certificar que h_e^* esteja acima de 2,75 µm, para que as trincas não alcancem a superfície usinada.

O método proposto da correlação entre a área da face do endentador em contato no instante da fratura e a área efetiva da secção de corte em usinagem para determinar a espessura crítica de corte, pode ser aplicada para qualquer material cristalino. Além disso, o método também contribui na determinação da altura necessária para que as trincas geradas durante o torneamento não cheguem à superfície acabada, assim, otimizando o processo.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Analisar a relação da endentação no sentido axial para possíveis correlações com ferramentas com ângulos de saída positivos. Esta análise seria como no modelamento das energias, porém o deslocamento seria aquele considerado no sentido axial do endentador.

Além da interação do ângulo de saída da ferramenta com o avanço de usinagem, também poderia ser acrescida a essa interação o ângulo de inclinação da ferramenta, o qual pode ser determinado, para o caso de ferramentas com ponta arredondada, girando a ferramenta no eixo da força de compressão F_t .

Realizar uma investigação do comportamento da força de cisalhamento. Para isso, cavacos deveriam ser formados de modo que seja possível medir sua espessura ou o ângulo de cisalhamento formado de acordo com as lamelas do cavaco.

REFERÊNCIAS

- AREFIN, S.; LI, X. P.; RAHMAN, M.; LIU, K. The Upper Bound of Tool Edge Radius for Nanoscale Ductile Mode Cutting of Silicon Wafer. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 31, n. 7–8, p. 655, 1 jan. 2007a.
- AREFIN, S.; LI, X. P.; RAHMAN, M.; LIU, K.; TAY, A. The Effect of the Cutting Edge Radius on a Machined Surface in the Nanoscale Ductile Mode Cutting of Silicon Wafer. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 221, n. 2, p. 213–220, 1 fev. 2007b.
- ARIF, M.; XINQUAN, Z.; RAHMAN, M.; KUMAR, S. A Predictive Model of the Critical Undeformed Chip Thickness for Ductile–Brittle Transition in Nano-Machining of Brittle Materials. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 64, p. 114–122, jan. 2013.
- ARIF, M.; RAHMAN, M.; SAN, W. Y. A state-of-the-art review of ductile cutting of silicon wafers for semiconductor and microelectronics industries. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 63, n. 5–8, p. 481–504, 2012.
- BIFANO, T. G.; DOW, T. A.; SCATTERGOOD, R. O. Ductile-Regime Grinding: A New Technology for Machining Brittle Materials. **Journal of Engineering for Industry**, v. 113, n. 2, p. 184–189, 1 maio 1991.
- BLACKLEY, W. S.; SCATTERGOOD, R. O. Crystal Orientation Dependence of Machning Damage—A Stress Model. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 73, n. 10, p. 3113–3115, 1 out. 1990.
- BLACKLEY, W. S.; SCATTERGOOD, R. O. Ductile-regime machining model for diamond turning of brittle materials. **Precision Engineering**, v. 13, n. 2, p. 95–103, 1991.
- BLAKE, P. N. **Ductile-regime turning of Ge and Si**. 1988. North Carolina State, Raleigh, N. C., 1988.
- BLAKE, P. N.; SCATTERGOOD, R. O. Ductile-Regime Machining of Germanium and Silicon. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 73, n. 4, p. 949–957, 1 abr. 1990.
- BOOTHROYD, G.; KNIGHT, W. A. **Fundamentals of machining and machine tools**. 2. ed. New York: Marcel Dekker, 2006.
- BOX, G. E. P.; DRAPER, N. R. **Empirical model-building and response surfaces**. [s.l.] Wiley, 1987.
- BOX, G. E. P.; HUNTER, J. S.; HUNTER, W. G. **Statistics for experimenters: design, innovation, and discovery**. [s.l.] Wiley-Interscience, 2005.
- BUDNITZKI, M.; KUNA, M. Stress induced phase transitions in silicon. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 95, p. 64–91, 2016.

CAI, M. B.; LI, X. P.; RAHMAN, M. High-Pressure Phase Transformation as the Mechanism of Ductile Chip Formation in Nanoscale Cutting of Silicon Wafer. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 221, n. 10, p. 1511–1519, 1 out. 2007a.

CAI, M.; LI, X.; RAHMAN, M. Molecular Dynamics Modelling and Simulation of Nanoscale Ductile Cutting of Silicon. **International Journal of Computer Applications in Technology**, v. 28, n. 1, p. 2, 2007b.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

CHAO, C. L. Investigations of the machining of glasses and other normally brittle materials in the ductile regime. **Ph.D. Thesis**, 1991. Disponível em: <<http://adsabs.harvard.edu/abs/1991PhDT.....306C>>. Acesso em: 6 ago. 2018.

CHAO, C. L.; MA, K. J.; LI, D. S.; BAI, C. Y.; SHY, T. L. Ductile behaviour in single-point diamond-turning of single-crystal silicon. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 127, n. 2, p. 187–190, 2002.

CHAUDHARI, A. LEE, Y. J.; WANG, H.; KUMAR, A. S. Thermal effect on brittle-ductile transition in CaF₂ single crystals. In: Proceedings of the 17th International Conference of the European Society for Precision Engineering and Nanotechnology, EUSPEN 2017, Hannover, Germany. **Anais...** Hannover, Germany: 2017.

CHIU, W.-C.; ENDRES, W. J.; THOULESS, M. D. An Analysis of Surface Cracking During Orthogonal Machining of Glass. **Machining Science and Technology**, v. 5, n. 2, p. 195–215, 31 jul. 2001.

CHO, C. H. Characterization of Young's modulus of silicon versus temperature using a “beam deflection” method with a four-point bending fixture. **Current Applied Physics**, v. 9, n. 2, p. 538–545, 2009.

CHOI, I. et al. Measurement of Young's modulus of anisotropic materials using microcompression testing. **Journal of Materials Research**, v. 27, n. 21, p. 2752–2759, 2012.

CHOONG, Z. J. et al. Effect of Crystallographic Orientation and Employment of Different Cutting Tools on Micro-End-Milling of Monocrystalline Silicon. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 230, n. 9, p. 1756–1764, set. 2016.

CLARKE, null et al. Amorphization and Conductivity of Silicon and Germanium Induced by Indentation. **Physical Review Letters**, v. 60, n. 21, p. 2156–2159, 23 maio 1988.

D. CALLISTER JR., W.; G. RETHWISCH, D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais: uma abordagem integrada**. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014.

Diamond Turned Optics. NiPro Optics, 30 abr. 2015. . Disponível em: <<http://niprooptics.com/single-point-diamond-turning/>>. Acesso em: 15 out. 2018.

DOMNICH, V.; GOGOTSI, Y. Chapter 5 - HIGH-PRESSURE SURFACE SCIENCE. In: NALWA, H. S. (Ed.). **Handbook of Surfaces and Interfaces of Materials**. Burlington: Academic Press, 2001. p. 195–237.

EBRAHIMI, F.; KALWANI, L. Fracture anisotropy in silicon single crystal. **Materials Science and Engineering A**, v. 268, n. 1–2, p. 116–126, 1999.

FANG, F. Z.; WU, H.; LIU, Y. C. Modelling and experimental investigation on nanometric cutting of monocrystalline silicon. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 45, n. 15, p. 1681–1686, 2005.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Materiais**. São Paulo: Blucher, 2013.

FUCHS, B. A.; HED, P. P.; BAKER, P. C. Fine Diamond Turning of KDP Crystals. **Applied Optics**, v. 25, n. 11, p. 1733, 1 jun. 1986.

GERBIG, Y. B. et al. Effect of Crystallographic Orientation on Phase Transformations during Indentation of Silicon. **Journal of Materials Research**, v. 24, n. 3, p. 1172–1183, mar. 2009.

GILMAN, J. J. Insulator-Metal Transitions At Microindentations. **Journal of Materials Research**, v. 7, n. 3, p. 535–538, 1992a.

GILMAN, J. J. Insulator-Metal Transitions At Microindentations. **Journal of Materials Research**, v. 7, n. 3, p. 535–538, 1992b.

GOEL, S. The Current Understanding on the Diamond Machining of Silicon Carbide. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 47, n. 24, p. 243001, 18 jun. 2014.

GOGOTSI, Y. et al. Phase Transformations in Semiconductors Under Contact Loading. In: **Tribology Issues and Opportunities in MEMS**. [s.l.] Springer, Dordrecht, 1998. p. 431–442.

GOGOTSI, Y.; BAEK, C.; KIRSCHT, F. Raman microspectroscopy study of processing-induced phase transformations and residual stress in silicon. **Semiconductor Science and Technology**, v. 14, n. 10, p. 936, 1999.

GOGOTSI, Y. G.; KAILER, a.; NICKEL, K. Phase transformations in materials studied by micro-Raman spectroscopy of indentations. **Materials Research Innovations**, v. 1, n. 1, p. 3–9, 1997.

GOULDSTONE, A. et al. Indentation across size scales and disciplines: Recent developments in experimentation and modeling. **Acta Materialia**, v. 55, n. 12, p. 4015–4039, 2007.

GUPTA, M. C.; RUOFF, A. L. Static Compression of Silicon in the [100] and in the [111] Directions. **Journal of Applied Physics**, v. 51, n. 2, p. 1072–1075, fev. 1980.

HE, P. et al. Compression Molding of Glass Freeform Optics Using Diamond Machined Silicon Mold. **Manufacturing Letters**, v. 2, n. 2, p. 17–20, abr. 2014.

HEIDARI, M.; YAN, J. Ultraprecision Surface Flattening of Porous Silicon by Diamond Turning. **Precision Engineering**, v. 49, p. 262–277, jul. 2017.

HU, J. Z. et al. Crystal data for high-pressure phases of silicon. **Physical Review B**, v. 34, n. 7, p. 4679–4684, 1 out. 1986.

HULL, R. **Properties of Crystalline Silicon**. [s.l.] IET, 1999.

HUNG, N. P.; FU, Y. Q. Effect of Crystalline Orientation in the Ductile-Regime Machining of Silicon. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 16, n. 12, p. 871–876, 1 out. 2000.

HUO, D. et al. Surface and Subsurface Characterisation in Micro-Milling of Monocrystalline Silicon. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 5–8, p. 1319–1331, 1 nov. 2015.

IKAWA, N. et al. Ultraprecision Metal Cutting — The Past, the Present and the Future. **CIRP Annals**, v. 40, n. 2, p. 587–594, 1991.

INAMURA, T.; TAKEZAWA, N.; KUMAKI, Y. Mechanics and Energy Dissipation in Nanoscale Cutting. **CIRP Annals**, v. 42, n. 1, p. 79–82, 1993.

INSTITUTO NACIONAL DA PROPRIEDA INDUSTRIAL - INPI. Marcel Henrique Militão Dib. **ForUpDown**. BR 51 2016 001604-3, 18 abril 2017.

JANG, J. I. et al. Indentation-induced phase transformations in silicon: Influences of load, rate and indenter angle on the transformation behavior. **Acta Materialia**, v. 53, n. 6, p. 1759–1770, 2005.

JASINEVICIUS, R. G. **Influência da transição de fase sobre os limites de ductilidade observados no torneamento de ultraprecisão do silício monocristalino**. 1998. Universidade de São Paulo, 1998. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/18/18135/tde-01122017-110520/>>. Acesso em: 15 ago. 2018.

JASINEVICIUS, R. G. **A influência do valor da pressão de transição de fase sobre a transição frágil-dútil na usinagem de cristais semicondutores**. 2004. Universidade de São Paulo, 2004. Disponível em: <<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/livredocencia/18/tde-01122017-121801/>>. Acesso em: 14 ago. 2018.

JASINEVICIUS, R. G. et al. Dependence of Brittle-to-Ductile Transition on Crystallographic Direction in Diamond Turning of Single-Crystal Silicon. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 226, n. 3, p. 445–458, mar. 2012.

JASINEVICIUS, R. G.; DUDUCH, J. G.; PIZANI, P. S. Ductile machining and high pressure phase transformations of semiconductor crystals. In: **Semiconductor machining at the micro-nano scale**. Kerala, India: Transworld Research Network, 2007.

JASINEVICIUS, R. G.; DUDUCH, J. G.; PIZANI, P. S. The influence of crystallographic orientation on the generation of multiple structural phases generation in Silicon by cyclic microindentation. **Materials Letters**, v. 62, n. 6, p. 812–815, 2008.

JASINEVICIUS, R. G.; PIZANI, P. S. Annealing Treatment of Amorphous Silicon Generated by Single Point Diamond Turning. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 34, n. 7–8, p. 680, 1 out. 2007.

JASINEVICIUS, R. G.; PIZANI, P. S.; DUDUCH, J. G. Brittle to Ductile Transition Dependence upon the Transition Pressure Value of Semiconductors in Micromachining. **Journal of Materials Research**, v. 15, n. 8, p. 1688–1692, ago. 2000.

KAILER, A.; GOGOTSI, Y. G.; NICKEL, K. G. Phase Transformations of Silicon Caused by Contact Loading. **Journal of Applied Physics**, v. 81, n. 7, p. 3057–3063, abr. 1997.

KHURI, A. I.; CORNELL, J. A. **Response Surfaces: Designs and Analyses: Second Edition**. [s.l.] CRC Press, 1996.

KIM, J.; CHO, D. (Dan); MULLER, R. S. Why is (111) Silicon a Better Mechanical Material for MEMS? In: OBERMEIER, E. (Ed.). **Transducers '01 Eurosensors XV: The 11th International Conference on Solid-State Sensors and Actuators June 10 -- 14, 2001 Munich, Germany**. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2001. p. 662–665.

KOVALCHENKO, A. et al. Phase Transformations in Silicon under Dry and Lubricated Sliding. **Tribology Transactions**, v. 45, n. 3, p. 372–380, jul. 2002.

LAWN, B. R.; EVANS, A. G. A Model for Crack Initiation in Elastic/Plastic Indentation Fields. **Journal of Materials Science**, v. 12, n. 11, p. 2195–2199, 1 nov. 1977.

LAWN, B. R.; SWAIN, M. V. Microfracture beneath Point Indentations in Brittle Solids. **Journal of Materials Science**, v. 10, n. 1, p. 113–122, jan. 1975.

LAWN, B.; WILSHAW, R. Indentation Fracture: Principles and Applications. **Journal of Materials Science**, v. 10, n. 6, p. 1049–1081, 1 jun. 1975.

LIU, K. et al. A Study of the Effect of Tool Cutting Edge Radius on Ductile Cutting of Silicon Wafers. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 32, n. 7–8, p. 631, 1 abr. 2007.

LIU, K.; LI, X. P. Ductile cutting of tungsten carbide. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 113, n. 1, p. 348–354, 2001.

LUCCA, D. A.; SEO, Y. W.; KOMANDURI, R. Effect of Tool Edge Geometry on Energy Dissipation in Ultraprecision Machining. **CIRP Annals**, v. 42, n. 1, p. 83–86, 1993.

LUO, X. C.; SUN, J.; CHANG, W.; RITCHIE, J. M. Single Point Diamond Turning of Calcium Fluoride Optics. **Key Engineering Materials**, v. 516, p. 408–413, jun. 2012.

MALKIN, S.; GUO, C. **Grinding Technology: Theory and Applications of Machining with Abrasives**. New York: Industrial Press, 2008.

MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. **Applied statistics and probability for engineers**. 3rd ed ed. New York: Wiley, 2003.

MORRIS, J. C. et al. Origins of the Ductile Regime in Single-Point Diamond Turning of Semiconductors. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 78, n. 8, p. 2015–2020, 1 ago. 1995.

MUKAIDA, M.; YAN, J. Ductile Machining of Single-Crystal Silicon for Microlens Arrays by Ultraprecision Diamond Turning Using a Slow Tool Servo. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 115, p. 2–14, abr. 2017.

NAKASUJI, T. et al. Diamond Turning of Brittle Materials for Optical Components. **CIRP Annals**, v. 39, n. 1, p. 89–92, 1990.

O'CONNOR, B. P.; MARSH, E. R.; COUEY, J. A. On the Effect of Crystallographic Orientation on Ductile Material Removal in Silicon. **Precision Engineering**, v. 29, n. 1, p. 124–132, jan. 2005.

OLUFAYO, O. A.; ABOU-EL-HOSSEIN, K. Molecular Dynamics Modeling of Nanoscale Machining of Silicon. **Procedia CIRP**, v. 8, p. 504–509, 2013.

PAWASE, P. et al. Analysis of Machining Mechanism in Diamond Turning of Germanium Lenses. **Procedia Materials Science**, v. 5, p. 2363–2368, 2014.

PETHICAI, J. B.; HUTCHINGS, R.; OLIVER, W. C. Hardness measurement at penetration depths as small as 20 nm. **Philosophical Magazine A**, v. 48, n. June 1983, p. 593–606, 1983.

PHARR, G. M.; OLIVER, W. C.; HARDING, D. S. New evidence for a pressure-induced phase transformation during the indentation of silicon. **Journal of Materials Research**, v. 6, n. 06, p. 1129–1130, 1991.

PIZANI, P. S. et al. Ductile and Brittle Modes in Single-Point-Diamond-Turning of Silicon Probed by Raman Scattering. **Journal of Materials Science Letters**, v. 18, n. 14, p. 1185–1187, 1 jul. 1999.

PUTTICK, K. E. et al. Single-Point Diamond Machining of Glasses. **Proc. R. Soc. Lond. A**, v. 426, n. 1870, p. 19–30, 8 nov. 1989.

RICE, J. R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. **Journal of Applied Mechanics**, v. 35, n. 2, p. 379–386, 1 jun. 1968.

SHAW, M. C. **Metal Cutting Principles**. New York: Oxford University Press, 2005.

SHIBATA, T. et al. Ductile-regime turning mechanism of single-crystal silicon. **Precision Engineering**, v. 18, n. 2, p. 129–137, 1996.

SOUZA, S. A. de. **Ensaios mecanicos de materiais metalicos: fundamentos teoricos e praticos**. 5. ed. [s.l.] E. Blucher, 1982.

TANAKA, H.; SHIMADA, S.; ANTHONY, L. Requirements for Ductile-Mode Machining Based on Deformation Analysis of Mono-Crystalline Silicon by Molecular Dynamics Simulation. **CIRP Annals**, v. 56, n. 1, p. 53–56, 2007.

TANAKA, H.; SHIMADA, S.; IKAWA, N. Brittle-Ductile Transition in Monocrystalline Silicon Analysed by Molecular Dynamics Simulation. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science**, v. 218, n. 6, p. 583–590, 1 jun. 2004.

TANG, L. et al. Research on Single Point Diamond Turning of Chalcogenide Glass Aspheric Lens. **Procedia CIRP**, v. 71, p. 293–298, 2018.

TIAN, F.; YIN, Z.; LI, S. Fast Tool Servo Diamond Turning of Optical Freeform Surfaces for Rear-View Mirrors. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 80, n. 9–12, p. 1759–1765, out. 2015.

UEDA, K. et al. A J-Integral Approach to Material Removal Mechanisms in Microcutting of Ceramics. **CIRP Annals**, v. 40, n. 1, p. 61–64, 1991.

VENKATACHALAM, S.; LI, X.; LIANG, S. Y. Predictive modeling of transition undeformed chip thickness in ductile-regime micro-machining of single crystal brittle materials. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 7, p. 3306–3319, 2009.

VENKATESH, V. C. et al. Observations on Polishing and Ultraprecision Machining of Semiconductor Substrate Materials. **CIRP Annals**, v. 44, n. 2, p. 611–618, 1995.

WANG, M.; WANG, W.; LU, Z. Anisotropy of Machined Surfaces Involved in the Ultra-Precision Turning of Single-Crystal Silicon—a Simulation and Experimental Study. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 60, n. 5–8, p. 473–485, maio 2012.

WANG, Z. et al. Anisotropy of Single-Crystal Silicon in Nanometric Cutting. **Nanoscale Research Letters**, v. 12, n. 1, dez. 2017. Disponível em: <<http://nanoscalereslett.springeropen.com/articles/10.1186/s11671-017-2046-4>>. Acesso em: 14 jul. 2018.

WEINSTEIN, B. A.; PIERMARINI, G. J. Raman Scattering and Phonon Dispersion in Si and GaP at Very High Pressure. **Physical Review B**, v. 12, n. 4, p. 1172–1186, 15 ago. 1975.

WILLIAMS, J. A. Analytical models of scratch hardness. **Tribology International**, Theoretical and Computational Methods in Friction, Lubrication and Wear. v. 29, n. 8, p. 675–694, 1 dez. 1996.

XIAO, G. B.; TO, S.; JELENKOVIĆ, E. V. Effects of Non-Amorphizing Hydrogen Ion Implantation on Anisotropy in Micro Cutting of Silicon. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 225, p. 439–450, nov. 2015.

YAN, J. et al. Ductile Regime Turning at Large Tool Feed. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 121, n. 2–3, p. 363–372, fev. 2002.

YAN, J. et al. Fundamental investigation of subsurface damage in single crystalline silicon caused by diamond machining. **Precision Engineering**, v. 33, n. 4, p. 378–386, 2009.

YU, B.; QIAN, L. Effect of crystal plane orientation on the friction-induced nanofabrication on monocrystalline silicon. **Nanoscale Research Letters**, v. 8, n. 100, p. 137–144, 2013.

ZHANG, L.; TANAKA, H. Atomic scale deformation in silicon monocrystals induced by two-body and three-body contact sliding. **Tribology International**, v. 31, n. 8, p. 425–433, 1998.

ZHANG, X. et al. A model to predict the critical undeformed chip thickness in vibration-assisted machining of brittle materials. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 69, p. 57–66, 2013.

ZONG, W. J. et al. Critical Undeformed Chip Thickness of Brittle Materials in Single Point Diamond Turning. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 5–8, p. 975–984, nov. 2015.

ZONG, W. J. et al. Theoretical Modelling and FE Simulation on the Oblique Diamond Turning of ZnS Crystal. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 100, p. 55–71, jan. 2016.