

Erick Cardoso Costa

**CORTE DE SILÍCIO MONOCRISTALINO COM FIO DIAMANTADO CONTÍNUO**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Eng. Fabio Antonio Xavier.

Coorientador: Prof. Dr.-Ing. Walter Lindolfo Weingaertner.

Florianópolis  
2019

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária  
da UFSC.

Costa, Erick Cardoso

Corte de silício monocristalino com fio  
diamantado contínuo / Erick Cardoso Costa ;  
orientador, Fabio Antonio Xavier, coorientador,  
Walter Lindolfo Weingaertner, 2019.  
142 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de  
Santa Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós  
Graduação em Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2019.

Inclui referências.

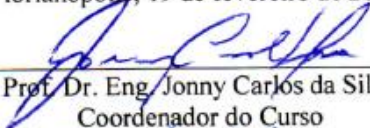
1. Engenharia Mecânica. 2. Fio diamantado  
contínuo. 3. Silício monocristalino. 4. Integridade  
da superfície de wafers. 5. Transição frágil-dúctil.  
I. Xavier, Fabio Antonio. II. Weingaertner, Walter  
Lindolfo. III. Universidade Federal de Santa  
Catarina. Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica. IV. Título.

Erick Cardoso Costa

## CORTE DE SILÍCIO MONOCRISTALINO COM FIO DIAMANTADO CONTÍNUO


Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de “Mestre em Engenharia Mecânica”, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Florianópolis, 19 de fevereiro de 2019.



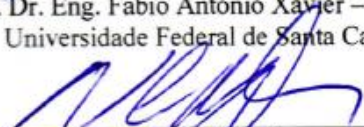
---

Prof. Dr. Eng. Jonny Carlos da Silva  
Coordenador do Curso



---


Prof. Dr. Eng. Fabio Antonio Xavier – Orientador  
Universidade Federal de Santa Catarina



---


Prof. Dr. Eng. Walter Lindolfo Weingaertner – Coorientador  
Universidade Federal de Santa Catarina

**Banca Examinadora:**



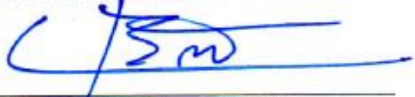
---

Prof. Dr. Eng. Fabio Antonio Xavier – Orientador  
Universidade Federal de Santa Catarina



---

Prof. Dr. Eng. Rolf Bertrand Schroeter  
Universidade Federal de Santa Catarina



---

Prof. Dr. Eng. Cristiano Binder  
Universidade Federal de Santa Catarina



Dedico este trabalho às minhas avós, Rosa Ely Miranda Cardoso (*in memoriam*) e Maria Amélia Lima Costa, e avôs, Manoel Ribeiro e Albino Cardoso, que, mesmo com todas as adversidades da vida no interior do Amazonas, não mediram esforços para educar seus filhos.



## AGRADECIMENTOS

Agradeço, primeiramente, à DEUS que me sustentou ao longo desta jornada. Aos meus pais, Max Adilson Lima Costa e Eliziane Miranda Cardoso, que são um exemplo de vida e dedicação. Ao meu amado irmão, Max Jr., que esteve ao meu lado em todos os momentos. À minha amada namorada, Yasmim Prestes Batista Garcia, por todo seu amor, companheirismo e paciência. Obrigado pelo apoio incondicional. Amo vocês!

Ao Prof. Dr. Eng. Fabio Antonio Xavier, que acreditou no meu potencial desde o início e por todas as oportunidades concedidas a mim durante o mestrado. Ao Prof. Dr.-Ing. Walter L. Weingaertner, pela sua dedicação, altruísmo e conhecimento transmitido, além das inúmeras histórias compartilhadas.

Aos professores Dr. Eng. Rolf Bertrand Schroeter e Dr. Eng. Milton Pereira, por fazerem parte desta trajetória.

Aos amigos Matheus Carrara, Santiago Caraguay, Morgana Zumpano, Michel Reis e Fábio Camargo, pelos inúmeros momentos descontraídos e conversas.

Aos colegas do LABMAT, Caroline Martendal, Gustavo Truppel, Marcela Frizzo, Aline Silva e Daniel Ávila, por compartilharem o dia-a-dia.

À Caroline Piesanti, pela expressiva contribuição nesta dissertação e paciência em trabalhar comigo. Ao Claudio Abílio, pelos incontáveis auxílios. Ao Kon van Eekelen (TU/e), pela sua contribuição. Ao líder do grupo de pesquisa de corte com fio diamantado, Ricardo Knoblauch, por suas colaborações. A todos os colegas da turma de mestrado 2017/1.

Ao Laboratório de Mecânica de Precisão (LMP), em especial, cujo ambiente propiciou a execução deste trabalho.

Ao Laboratório de Materiais (LABMAT), Laboratório de Caracterização de Materiais (LCM) e ao Núcleo de Pesquisa em Materiais Cerâmicos (CERMAT) pelo suporte.

À CAPES, pelo apoio financeiro através da concessão de bolsa de estudo.

Ao POSMEC.

E a todos aqueles que contribuíram de forma direta ou indiretamente durante a elaboração deste trabalho.





*“Nós somos folhas levadas pelo vento das  
oportunidades”.*  
(Max A. L. Costa)



## RESUMO

Com intuito de tornar a tecnologia fotovoltaica mais viável, a indústria tem voltado esforços para otimizar a etapa de *wafering*. O uso do fio diamantado apresenta-se como alternativa devido ao significativo aumento de produtividade juntamente com a melhoria na integridade da superfície. Todavia, as estratégias de otimização necessitam de investigações que visem correlacionar os parâmetros do processo de corte com o resultado de trabalho. Neste contexto, o objetivo desta pesquisa é investigar experimentalmente o processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo. Na primeira etapa, foi desenvolvido e implementado um sistema eletromecânico baseado em uma eletrônica dedicada junto a uma interface de comando que permitiu a variação da velocidade de avanço ( $v_f$ ). Subsequente, foi desempenhada uma etapa experimental utilizando fio diamantado eletrodepositado para o corte de silício monocristalino segundo um planejamento fatorial completo. Os parâmetros velocidade de avanço ( $v_f$ ) (20, 30 e 40mm/min), velocidade de corte ( $v_c$ ) (10, 15 e 20m/s) e tensão do fio diamantado ( $T_{fio}$ ) (20 e 30N) foram variados a fim de analisar a força de avanço ( $F_f$ ) e a integridade da superfície em termos da morfologia, transformação de fases, rugosidade e microtrincas na subsuperfície. Os efeitos dos parâmetros foram analisados empregando análise de variância. Como resultado, verificou-se que a progressão da  $v_f$  e da  $T_{fio}$  acarretaram no aumento da  $F_f$  em +78% e +20%, respectivamente. Por outro lado, observou-se o decréscimo na  $F_f$  em até -66% com o aumento da  $v_c$ . O volume de material removido por metro de fio diamantado ( $q$ ) exerceu influência diretamente proporcional a  $F_f$ . O aspecto morfológico mostrou que as superfícies usinadas sofreram remoção de material tanto no regime frágil quanto dúctil, na qual a remoção frágil foi confirmada pela presença da fase Si-I e para remoção dúctil pelas fases Si-XII, Si-III e a-Si. A rugosidade  $S_a$  aumentou em +17% e +41% para a progressão da  $v_f$  e da  $T_{fio}$ , respectivamente. Para o aumento da  $v_c$ ,  $S_a$  reduziu -10%. Para a profundidade média de microtrincas, verificou-se que a  $v_f$  acresce em até +18%. Por outro lado, o aumento da  $v_c$  resultou na redução de -20% dos danos. Para a variação da  $T_{fio}$ , não houve efeito significativo. A melhoria da integridade da superfície do silício monocristalino está diretamente associada à redução da  $v_f$  e aumento da  $v_c$  e  $T_{fio}$ .

**Palavras-chave:** fio diamantado contínuo, silício monocristalino, integridade da superfície de *wafers*, transição frágil-dúctil, *wafering*.



## ABSTRACT

In order to make photovoltaic technology more feasible, the industry has been made efforts to optimize the wafering stage. The use of diamond wire is an alternative because of the significant increase in productivity along with an improved surface integrity. However, optimization strategies require investigations that correlate the process parameters with the sawn surface. In this context, the objective of this research is to investigate experimentally the process of cutting monocrystalline silicon with endless diamond wire saw. As a first step, an electromechanical system was developed and implemented based on an electronic device dedicated combined with a command interface that allowed the variation of the feed speed ( $v_f$ ). Therefore, the experimental step was performed using electroplated diamond wire to cut monocrystalline silicon according to a full factorial design. The feed speed ( $v_f$ ) (20, 30 and 40mm/min), the cutting speed ( $v_c$ ) (10, 15 and 20m/s) and the tensile of the diamond wire ( $T_{fio}$ ) (20 and 30N) were varied in order to analyze the feed force ( $F_f$ ) and surface integrity in terms of morphology, phase transformation, roughness, and microcracks. The parameters effects were analyzed using analysis of variance. As a result, it was found out an increase of +78% and another of +20% in  $F_f$  as a result of the progression of  $v_f$  and  $T_{fio}$ , respectively. On the other hand, a decrease of  $F_f$  in -66% was observed under increase of  $v_c$ . The volume of removed material per meter of the diamond wire saw ( $q$ ) also provided an increase in  $F_f$ . The morphological aspect showed that the material removal in sawn surfaces occurred in both brittle and ductile regimes, in which brittle removal was confirmed by the presence of the Si-I phase and ductile removal, by Si-XII, Si-III and a-Si phases. The roughness  $S_a$  increased +17% and +41% under progression of  $v_f$  and  $T_{fio}$ , respectively. Under increase of  $v_c$ ,  $S_a$  decreased -10%. For average depth of microcracks, it was found out that progression of  $v_f$  increased to +18%. On the other hand, the increase of  $v_c$  resulted in a reduction of -20% of the subsurface damages. Under  $T_{fio}$  variation, there was no significant effect. Finally an improvement of the surface integrity of the monocrystalline silicon is directly associated with reduction of  $v_f$  and increase of  $v_c$  and  $T_{fio}$ .

**Keywords:** *endless diamond-coated wire, single-crystalline silicon, brittle-ductile transition, wafers surface integrity, wafering.*



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Visão geral dos recursos energéticos renováveis (adaptado de [1]).	29
Figura 2 – Custos de produção: (a) custo total (b) custo do corte do cristal de silício (adaptado de [8]).	30
Figura 3 – Estrutura cristalina do silício nas projeções: a) tridimensional; e b) bidimensional [13].	35
Figura 4 – Planos cristalográficos do silício monocristalino: a) (100); b) (110); c) (111) [18].	36
Figura 5 – Espectros Raman do <i>wafer</i> de silício: (a) WSS; e (b) DWS [25, 33].	42
Figura 6 – Formação de microtrincas em material frágil e duro sob condições de carregamento: a) estágios de formação das microtrincas; b) Identificação das regiões plástica, microtrincas axial (R) e lateral (L) durante a indentação [39].	43
Figura 7 – Mecanismo de remoção de material na usinagem de materiais frágeis e duros (adaptado de [39]).	44
Figura 8 – Remoção de material no regime frágil: a) esquema da formação de trincas durante a penetração do grão abrasivo; b) superfície gerada apresentando remoção de material no regime frágil (adaptado de [4]).	46
Figura 9 – Modo de remoção de material no regime dúctil (adaptado de [4]).	47
Figura 10 – Mecanismos de remoção de material do silício monocristalino: a) regime frágil; e b) regime dúctil.	48
Figura 11 – Representação esquemática de um equipamento de corte MWS (adaptado de [38]).	50
Figura 12 – Princípio de remoção de material no WSS: a) vista lateral do canal de corte; b) vista da secção transversal do canal de corte; e c) interação micro-mecânica do grão de SiC sobre a superfície do cristal de silício (adaptado de [38, 45]).	51
Figura 13 – Esquema de remoção de material no canal de corte: a) vista lateral do fio diamantado no canal de corte; b) interação micromecânica do grão abrasivo de diamante sobre a superfície de um material frágil e duro, tal como c-Si (adaptado de [38, 40]).	52
Figura 14 – Imagem da superfície do fio diamantado obtida via microscopia eletrônica de varredura (MEV) [4].	53
Figura 15 – Fio diamantado com ligante de resina [5].	55
Figura 16 – Fio diamantado com ligante metálico galvânico: a) superfície; b) secção transversal (adaptado de [57]).	56

Figura 17 – Fio diamantado brasado: a) superfície; b) grão de diamante sintético (adaptado de [50]).....	57
Figura 18 – Ciclos do movimento recíprocante do fio diamantado [7].	60
Figura 19 – Representação esquemática do sistema de avanço baseado em força constante (adaptado de [62])......	68
Figura 20 – Sistema de avanço eletromecânico – função global decomposta em subsistemas e respectivas funções. ....	70
Figura 21 – Modelo CAD do sistema de avanço eletromecânico: conjunto mecânico e vista explodida. ....	72
Figura 22 – Esquema de ligação do sistema eletrônico. ....	74
Figura 23 – Esquema do sistema de intertravamento: a) circuito de intertravamento; b) esquema de ligação. ....	75
Figura 24 – Interface de comando do sistema de avanço eletromecânico. ....	76
Figura 25 – Esquema do sistema de avanço eletromecânico (Eixo Y)..	77
Figura 26 – Sistema de avanço implementado. ....	78
Figura 27 – Bancada de ensaio de corte com fio diamantado contínuo.	79
Figura 28 – Fio diamantado: a) superfície; e b) seção transversal.....	80
Figura 29 – Corpo de prova de silício monocristalino: a) dimensões iniciais do corpo de prova; b) local de redimensionamento; c) orientações cristalográficas como referência para o corte. ....	82
Figura 30 – Interface de monitoramento: a) aquisição de sinal; b) processamento digital de sinal; c) determinação de $F_f$ . ....	83
Figura 31 – Sequência de caracterização da integridade da superfície.	84
Figura 32 – Procedimento do embutimento angulado a frio: a) disposição geral da amostra; b) promoção da inclinação. ....	87
Figura 33 – Procedimento para observar e determinar a profundidade média das microtrincas da subsuperfície do silício monocristalino. ....	88
Figura 34 – Fluxograma da metodologia experimental. ....	89
Figura 35 – Sistema de medição da $F_f$ : a) estágios do processo; e b) esquema de monitoramento.....	92
Figura 36 – Representação da diferença entre $v_f$ e $v_{f,efet}$ . ....	95
Figura 37 – Relação entre a $Q_{mat,efet}$ . e a $v_f$ para a $T_{fio}$ de: a) 20N; b) 30N. ....	96
Figura 38 – Influência da variação da $v_f$ e da $v_c$ sobre a $F_f$ para a $T_{fio}$ de: a) 20N; b) 30N. ....	98
Figura 39 – Influência do $q$ ( $\times 10^2 \text{mm}^3/\text{m}$ ) sobre a $F_f$ . ....	99
Figura 40 – Condições de $r = 66,67 \mu\text{m}/\text{m}$ , $v_c = 10 \text{m}/\text{s}$ , $v_f = 40 \text{mm}/\text{min}$ e $T_{fio} = 20\text{N}$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman. ....	105



Figura 41 – Condições de $r = 44,44\mu\text{m}/\text{m}$ , $v_c = 15\text{m}/\text{s}$ , $v_f = 40\text{mm}/\text{min}$ e $T_{\text{fio}} = 20\text{N}$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman. ....	106
Figura 42 – Condições de $r = 25\mu\text{m}/\text{m}$ , $v_c = 20\text{m}/\text{s}$ , $v_f = 30\text{mm}/\text{min}$ e $T_{\text{fio}} = 20\text{N}$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman. ....	107
Figura 43 – Condições de $r = 16,67\mu\text{m}/\text{m}$ , $v_c = 20\text{m}/\text{s}$ , $v_f = 20\text{mm}/\text{min}$ e $T_{\text{fio}} = 20\text{N}$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman. ....	108
Figura 44 – Influência da variação da $v_f$ e da $v_c$ sobre a rugosidade $S_a$ para a $T_{\text{fio}}$ de: a) 20N; b) 30N. ....	110
Figura 45 – Influência da razão $r$ sobre o parâmetro de rugosidade $S_a$ . ....	112
Figura 46 – Superfície tridimensional do silício monocristalino: a) ênfase na direção de avanço; b) ênfase na direção de corte.....	113
Figura 47 – Microtrincas presentes na subsuperfície do silício monocristalino para a $T_{\text{fio}} = 20\text{N}$ . ....	115
Figura 48 – Subsuperfície do silício monocristalino enfatizando a presença de microtrinca axial oblíquas. ....	116
Figura 49 – Influência da variação da $v_f$ e da $v_c$ sobre a profundidade média de microtrincas para a $T_{\text{fio}}$ de: a) 20N; b) 30N.....	117
Figura 50 – Influência da razão $r$ sobre a profundidade média de microtrincas. ....	119



## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Constantes elásticas do silício à 25°C (adaptado de [15–17]). .....	37
Tabela 2 – Propriedades mecânicas do silício em função da orientação cristalográfica (adaptado de [20, 21]). .....	38
Tabela 3 – Fases cristalinas do silício (adaptado de [17]). .....	39
Tabela 4 – Picos dos espectros referentes às fases do Si (adaptado de [31, 32]). .....	41
Tabela 5 – Demais diferenças entre WSS e DWS [44]. .....	52
Tabela 6 – Principais diferenças entre o fio diamantado resinoide e eletrodepositado (adaptado de [61]). .....	58
Tabela 7 – Condições de corte. ....	91
Tabela 8 – Planejamento experimental fatorial completo 3 <sup>2</sup> e 2 <sup>1</sup> .....	93
Tabela 9 – Análise de variância dos parâmetros de corte sobre a F <sub>f</sub> ... ..	100
Tabela 10 – Morfologia da superfície do silício monocristalino sob diferentes condições de corte para T <sub>fio</sub> = 20N. ....	102
Tabela 11 – Micrografias da morfologia da superfície do silício monocristalino sob diferentes condições de usinagem para T <sub>fio</sub> = 30N. .....	104
Tabela 12 – Análise de variância dos parâmetros de corte sobre a rugosidade S <sub>a</sub> .....	114
Tabela 13 – Análise de variância dos parâmetros de corte sobre a profundidade média de microtrincas. ....	120



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
A/D	Conversão Analógico/Digital
ANOVA	Análise de variância ( <i>Analysis of Variance</i> )
cBN	Nítreto de boro cúbico ( <i>Cubic Boron Nitride</i> )
CERMAT	Núcleo de Pesquisa em Materiais Cerâmicos
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CNC	Comando Numérico Computadorizado
DAQ	<i>Data Acquisition</i>
DSS	Danos da subsuperfície
DWS	<i>Diamond-coated wire saw</i>
ETH	Universidade Técnica de Zurique
<i>et al.</i>	Mais de três autores
GEE	Gases de efeitos estufa
GL	Grau de liberdade
HV	Dureza de Vickers ( <i>Hardness Vickers</i> )
ID	<i>Inner Diameter</i>
IDE	<i>Integrated Development Environment</i>
IS	Integridade da superfície
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
ITRPV	<i>International Technology Roadmap of Photovoltaic</i>
LABMAT	Laboratório de Materiais
LED	<i>Light-emitting diodes</i>
LIFA	<i>LabVIEW Interface for Arduino</i>
LMP	Laboratório de Mecânica de Precisão
MWS	<i>Multi-wire saw</i>
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MVF	Microscopia de variação de foco
NEDIP	Núcleo de Desenvolvimento Integrado de Produtos

NA	Normalmente aberto
NF	Normalmente fechado
PEG	Polietilenoglicol
PRODIP	Processo de Desenvolvimento Integrado de Produto
PV	<i>Photovoltaic</i>
RS	Rugosidade
TEM	<i>Transmission electron microscopy</i>
TTV	Varição total da espessura do <i>wafer</i> ( <i>Total thickness variation</i> )
UFSC	Universidade Federal de Santa Catarina
USB	<i>Universal Serial Bus</i>
WC	Carboneto de tungstênio
WSS	<i>Wire Slurry Saw</i>

## LISTA DE SÍMBOLOS

### Letras maiúsculas

$Al_2O_3$	[-]	Safira
C		Coefficiente elástico de rigidez
DSS	[ $\mu\text{m}$ ]	Dano na subsuperfície
E	[GPa]	Módulo de <i>Young</i>
$F_c$	[N]	Força de corte
$F_f$	[N]	Força de avanço
$F_n$	[N]	Força normal
G	[GPa]	Módulo de cisalhamento
GaAs	[-]	Arsenieto de gálio
$K_C$	[MPa.m <sup>-2</sup> ]	Resistência à fratura
L	[ $\mu\text{m}$ ]	Microtrincas lateral
N	[-]	Quantidade de grãos abrasivos em contato com a superfície
Q	[mm <sup>3</sup> ]	Volume da massa perdida
$Q_{mat}$	[mm <sup>3</sup> /s]	Taxa de remoção de material
$Q_{mat,efet}$	[mm <sup>3</sup> /s]	Taxa de remoção de material efetiva
R	[ $\mu\text{m}$ ]	Microtrincas axial
S	[-]	Coefficiente elástico de conformidade
SiC	[-]	Carboneto de silício
$SiO_2$	[-]	Dióxido de silício

### Letras minúsculas

$a_e$	[ $\mu\text{m}$ ]	Profundidade de corte por revolução do fio diamantado
$a_p$	[ $\mu\text{m}$ ]	Canal de corte
$b_{efet}$	[ $\mu\text{m}$ ]	Largura de contato efetivo
$h_{cu}$	[ $\mu\text{m}$ ]	Espessura de cavaco não deformado
$h_{cu,crit}$	[ $\mu\text{m}$ ]	Espessura de cavaco não deformado crítica
$q$	[mm <sup>3</sup> /m]	Volume de material removido por revolução do fio diamantado

$T_\mu$	[ $\mu\text{m}$ ]	Profundidade de penetração do grão abrasivo de início de corte
$v_f$	[mm/min]	Velocidade de avanço
$v_{f,efet}$	[mm/min]	Velocidade de avanço efetiva
$v_c$	[m/s]	Velocidade de corte
$v_s$	[m/s]	Velocidade periférica do rebolo

Letras gregas

$\rho_s$	[ $\mu\text{m}$ ]	Raio de gume do grão abrasivo
$\Phi$	[ $^\circ$ ]	Ângulo de ataque do fio diamantado



## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>29</b>
<b>1.1</b>	<b>Justificativa</b> .....	<b>31</b>
<b>1.2</b>	<b>Objetivos</b> .....	<b>32</b>
1.1.1	Objetivo geral.....	32
1.1.2	Objetivos específicos .....	32
<b>2</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>35</b>
<b>2.1</b>	<b>Cristal de Silício (c-Si)</b> .....	<b>35</b>
2.1.1	Estrutura Cristalina .....	35
2.1.2	Propriedades Mecânicas.....	37
2.1.3	Transformação de fase .....	39
<b>2.2</b>	<b>Usinagem de materiais frágeis e duros com abrasivos</b> .....	<b>42</b>
<b>2.3</b>	<b>Tecnologia de corte com múltiplos fios (MWS)</b> .....	<b>48</b>
2.3.1	Descrição do processo MWS .....	49
2.3.2	Princípios de usinagem empregados no MWS .....	50
2.3.3	Fio diamantado.....	53
2.3.3.1	<i>Fio diamantado com ligante de resina</i> .....	54
2.3.3.2	<i>Fio diamantado com ligante metálico</i> .....	55
<b>2.4</b>	<b>Abordagens experimentais com fio diamantado (DWS)</b> .....	<b>59</b>
2.4.1	Bancadas experimentais com movimento recíprocante.....	59
2.4.2	Bancadas experimentais com movimento contínuo .....	63
<b>3</b>	<b>DESENVOLVIMENTO DO SISTEMA DE AVANÇO</b> .....	<b>67</b>
<b>3.1</b>	<b>Projeto Informacional</b> .....	<b>67</b>
<b>3.2</b>	<b>Projeto Conceitual</b> .....	<b>69</b>
3.2.1	Subsistema mecânico .....	70
3.2.2	Subsistema eletrônico .....	72
<b>3.3</b>	<b>Projeto Preliminar</b> .....	<b>75</b>
<b>3.4</b>	<b>Apresentação do sistema de avanço eletromecânico</b> .....	<b>78</b>
<b>4</b>	<b>EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>79</b>
<b>4.1</b>	<b>Máquina-ferramenta</b> .....	<b>79</b>
<b>4.2</b>	<b>Ferramenta de corte</b> .....	<b>80</b>
<b>4.3</b>	<b>Material ensaiado</b> .....	<b>81</b>
<b>4.4</b>	<b>Sistema de monitoramento da força de avanço (<math>F_f</math>)</b> .....	<b>82</b>
4.4.1	Aquisição e processamento digital de sinal .....	83
<b>4.5</b>	<b>Integridade da superfície</b> .....	<b>84</b>
4.5.1	Morfologia da superfície .....	85
4.5.2	Transformação de fase .....	85
4.5.3	Rugosidade da superfície .....	86
4.5.4	Danos na subsuperfície .....	86

<b>5</b>	<b>METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL ..</b>	<b>89</b>
<b>5.1</b>	<b>Metodologia experimental .....</b>	<b>89</b>
5.1.1	Determinação das condições de usinagem .....	90
5.1.2	Ensaios de força de avanço .....	91
5.1.3	Ensaios para avaliar $IS$ .....	92
<b>5.2</b>	<b>Planejamento experimental .....</b>	<b>93</b>
<b>6</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>95</b>
<b>6.1</b>	<b>Características e considerações iniciais sobre o sistema de avanço eletromecânico e o processo de corte.....</b>	<b>95</b>
<b>6.2</b>	<b>Força de avanço no processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo.....</b>	<b>97</b>
<b>6.3</b>	<b>Integridade da superfície do silício monocristalino .....</b>	<b>101</b>
6.3.1	Morfologia da superfície do silício monocristalino .....	101
6.3.2	Transição frágil-dúctil: uma abordagem sobre o aspecto das fases presentes na superfície do silício monocristalino .....	104
6.3.3	Rugosidade da superfície do silício monocristalino.....	109
6.3.4	Microtrincas na subsuperfície do silício monocristalino...	115
<b>7</b>	<b>CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>121</b>
<b>7.1</b>	<b>Conclusões .....</b>	<b>121</b>
<b>7.2</b>	<b>Sugestões para trabalhos futuros.....</b>	<b>123</b>
7.2.1	Sistema eletromecânico de avanço .....	123
7.2.2	Investigações experimentais do processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo .....	124
	<b>REFERÊNCIAS .....</b>	<b>125</b>
	<b>APÊNDICE A – INTERFACE DE COMANDO DO SISTEMA DE AVANÇO .....</b>	<b>135</b>
	<b>APÊNDICE B – RESULTADOS DA TAXA DE REMOÇÃO DE MATERIAL EFETIVA <math>Q_{mat,efet}</math>.....</b>	<b>136</b>
	<b>APÊNDICE C – RESULTADOS DA VELOCIDADE DE AVANÇO EFETIVA <math>v_{f,efet}</math> .....</b>	<b>137</b>
	<b>APÊNDICE D – RESULTADOS DE FORÇA DE AVANÇO <math>F_f</math> ..</b>	<b>138</b>
	<b>APÊNDICE E – RESULTADOS DA PROFUNDIDADE DE CORTE E VOLUME DE MATERIAL REMOVIDO POR METRO DE FIO DIAMANTADO .....</b>	<b>139</b>
	<b>APÊNDICE F – RESULTADOS DA RUGOSIDADE <math>S_a</math>.....</b>	<b>140</b>
	<b>APÊNDICE G – RESULTADOS DA PROFUNDIDADE MÉDIA DE MICROTRINCAS .....</b>	<b>141</b>
	<b>APÊNDICE H – CALIBRAÇÃO DA CÉLULA DE CARGA EXTENSOMÉTRICA .....</b>	<b>142</b>

# 1 INTRODUÇÃO

Os recursos energéticos convencionais baseados em combustíveis fósseis (petróleo, carvão e gás natural) tiveram contribuição direta para o progresso econômico e tecnológico mundial. No entanto, com a limitação natural e o aumento da demanda por energia, está havendo rápido esgotamento destes recursos [1]. Somado a isto, o impacto ambiental devido à poluição e as mudanças climáticas também são fatores decisivos que desencadearam o interesse por fontes de energia renováveis. Neste novo cenário, a busca por recursos energéticos alternativos para gerar energia a partir de fontes renováveis com baixas emissões de gases de efeito estufa (GEE) tornou-se indispensável e estratégico para o desenvolvimento socioeconômico [2]. Conforme ilustrado na Figura 1, existem diversos grupos de recursos energéticos renováveis exploráveis e disponíveis como alternativas para geração de energia limpa.

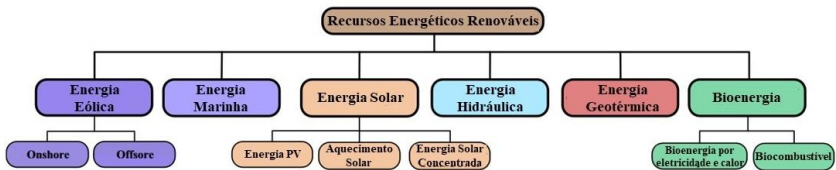


Figura 1 – Visão geral dos recursos energéticos renováveis (adaptado de [1]).

Dentre essas opções, a energia solar é considerada como uma das mais promissoras. Para geração de energia solar, a tecnologia fotovoltaica (PV) apresenta-se como a principal alternativa deste grupo em virtude do seu potencial [2]. Para geração de eletricidade, a concepção básica do sistema fotovoltaico é um dispositivo baseado em um substrato com características semicondutoras que converte luz solar em eletricidade, denominado de célula solar fotovoltaica [3].

Para manufatura dessas células solares fotovoltaicas, a primeira etapa do fluxo da cadeia produtiva consiste na obtenção de um lingote cujo material possui características semicondutoras. É possível utilizar diferentes substratos, como: cristal de silício (mono-Si/polí-Si), silício amorfo (a-Si), telureto de cádmio (CdTe), cobre, índio e gálio seleneto (CIS/SIGS) e células solares fotovoltaicas orgânicas (OPV). Para o emprego destes diferentes substratos, a célula solar apresentará diferentes desempenhos. Devido às características semicondutoras, maior eficiência energética e abundância na crosta terrestre, compondo aproximadamente

27% dos minerais encontrados na crosta terrestre, o cristal de silício é usado como substrato em cerca de 80% das células solares produzidas no mundo, sendo o mercado fotovoltaico o consumidor de aproximadamente 90% da produção mundial de cristal de silício [3].

O processo subsequente é o corte do lingote em *wafers* (lâminas de pequena espessura, na ordem de 100 a 180 $\mu$ m). Esta operação de corte é realizada, quase que exclusivamente, em uma máquina com uma malha de fios abrasivos paralelos, denominada de serra de múltiplos fios (*Multi-Wire Saw – MWS*). Em virtude da complexidade do processo somado à natureza frágil do cristal de silício, o *wafering* (corte do lingote em centenas/milhares de *wafers*) apresenta maior criticidade dentre as demais etapas da cadeia produtiva da célula solar. Além disto, conforme mostrado na Figura 2, os custos de matéria prima e *wafering* representam cerca de 30 a 40% do custo final de fabricação e aproximadamente 50% do custo de produção de *wafers*, respectivamente, dificultando assim a redução do custo das células solares fotovoltaicas [4–8].

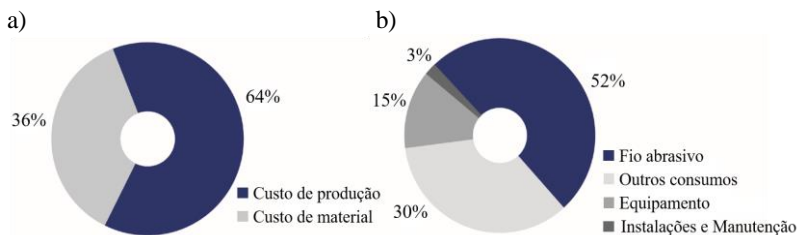


Figura 2 – Custos de produção: (a) custo total (b) custo do corte do cristal de silício (adaptado de [8]).

Por causa do elevado custo de aquisição das células solares, são requeridas abordagens para a cadeia produtiva que tornem o acesso à tecnologia fotovoltaica mais viável. Dada sua expressiva contribuição para o custo final, a indústria tem voltado os esforços para otimizar o processo de MWS. Desde a década de 1990, a usinagem com fio de aço inoxidável e suspensão abrasiva (*Wire Slurry Saw – WSS*) tem sido a técnica amplamente empregada pelas indústrias fotovoltaica e também microeletrônica. Porém, o tempo de corte relativamente lento, que varia de 6 a 9h, e a grande quantidade de resíduos gerados pelo processo (grãos abrasivos, matéria-prima e fluido lubrificante) tem colaborado para que esta técnica de corte seja comutada [5–7].

Para contornar esta problemática, objetivando aumentar o desempenho do corte de *wafers* de cristal de silício, na última década a técnica

de usinagem utilizando um fio revestido galvanicamente com diamante, conhecido simplesmente como fio diamantado (*Diamond-coated Wire Saw – DWS*), tem tomado espaço no mercado de *wafering*. Esta vertente do processo de corte com fio abrasivo tem atraído a indústria de *wafering* devido à maior taxa de remoção de material, até três vezes superior ao WSS, menor custo de usinagem por *wafer*, redução da quantidade de resíduos gerados, menor custo de reciclagem de cristal de silício, utilização de fluido lubrificante baseado em água e melhor qualidade da superfície gerada pelo corte [5, 9].

Apesar das vantagens da tecnologia DWS, os danos residuais introduzidos pelo processo de corte à integridade da superfície do *wafer* de cristal de silício, incluindo a rugosidade, microtrincas na subsuperfície, formação de camada amorfa, tensão residual, dentre outros, ainda são inevitáveis e afetam diretamente as três principais propriedades requeridas para o *wafer*: mecânica, óptica e eletrônica [5]. As estratégias para redução destes danos dependem diretamente das condições de corte empregadas, provindas principalmente dos parâmetros de usinagem, do desgaste dos grãos abrasivos, do diâmetro do fio, da tensão e deflexão do fio [10]. Porém, a configuração mecânica do equipamento, a dinâmica e a cinemática do processo de remoção de material aumentam a dificuldade para aplicação de abordagens que objetivam otimizar o processo, pois a técnica de corte depende de muitas variáveis inerentes que impactam na qualidade e rendimento de corte [4].

Em decorrência do elevado interesse da indústria em substituir por completo o processo de *wafering* atual pelo DWS em conjunto com a carência de referências na literatura científica relativas às abordagens que buscam correlacionar os parâmetros variáveis do processo com o resultado de trabalho, a presente investigação experimental objetiva avaliar a influência da variação dos parâmetros de corte sobre os aspectos de força de avanço e integridade da superfície do silício monocristalino no processo de corte com fio diamantado contínuo.

## 1.1 Justificativa

O Laboratório de Mecânica de Precisão (LMP) desempenha um papel fundamental no desenvolvimento e aprimoramento de tecnologias e processos de fabricação. Dentre as pesquisas, diversos trabalhos foram executados objetivando entender os fenômenos inerentes aos processos de usinagem. Incluso nessas vertentes, encontra-se o processo de corte com fio diamantado contínuo, sendo uma linha de pesquisa estabilizada

no LMP que busca investigar o processo de corte de silício monocristalino, bem como desenvolver aparatos que auxiliem e contribuam para o campo exploratório experimental deste processo de usinagem.

Em virtude da participação fundamental do processo de corte com fio diamantado, a indústria fotovoltaica tem voltado seus esforços para otimizá-lo. Porém, o conhecimento de natureza empírica e as limitadas contribuições experimentais direcionadas ao processo que se estabelece na indústria, tornam as abordagens de otimização uma etapa complexa e dispendiosa. Em razão desta lacuna, esta pesquisa busca contribuir para o conhecimento macro e micromecânico referente ao processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo direcionado à indústria fotovoltaica.

Ressalta-se também que o presente trabalho está inserido no escopo de um projeto conjunto entre a Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC e a Universidade Técnica de Zurique – ETH.

Não obstante, há a necessidade de consolidar o conhecimento técnico-científico nacional direcionado a esta tecnologia, uma vez que o Brasil possui a maior jazida de quartzo, que dá origem ao cristal de silício, que é a principal matéria-prima para a fabricação de células solares do mundo. Portanto, o conhecimento sobre as técnicas empregadas para a manufatura de células solares desempenhará um papel importante para inserção do país no domínio desta tecnologia.

## 1.2 Objetivos

### 1.1.1 Objetivo geral

Investigar experimentalmente o efeito da variação dos parâmetros do processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo sob os aspectos de força de avanço e integridade da superfície.

### 1.1.2 Objetivos específicos

- i) Implementar uma nova concepção do sistema de avanço na bancada de ensaio de corte com fio diamantado contínuo;
- ii) Desenvolver uma interface de comando contida em um microcomputador para que o operador insira o parâmetro de velocidade de avanço ( $v_f$ );
- iii) Monitorar a força de avanço ( $F_f$ ) durante o processo sob variação das condições de corte;

iv) Investigar experimentalmente a influência da variação dos parâmetros velocidade de corte ( $v_c$ ), velocidade de avanço ( $v_f$ ) e tensão do fio diamantado ( $T_{fio}$ ) sobre a morfologia e transformação de fase da superfície, rugosidade e microtrincas na subsuperfície do silício monocristalino.





## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Com o intuito de nortear esta pesquisa, este capítulo visa abordar, por meio de uma revisão bibliográfica, as principais características mecânicas do cristal de silício, aplicação da tecnologia MWS e ferramenta de corte, mecanismo de remoção de material, as particularidades na usinagem do cristal de silício, equipamentos experimentais e as principais pesquisas voltadas para corte de silício monocristalino com fio diamantado.

### 2.1 Cristal de Silício (c-Si)

O silício (Si) é um elemento químico de número atômico 14 pertencente ao 3º período da família IV A. É o segundo elemento mais abundante na crosta terrestre (compondo aproximadamente 27,7% dos minerais encontrados na superfície terrestre), podendo ser encontrado somente em sua forma combinada. Sua composição natural está presente na forma de dióxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ) e é facilmente extraído de areias ricas em sílica e silicatos [11].

#### 2.1.1 Estrutura Cristalina

Na forma de cristal, o silício, assim como os demais materiais isolantes e semicondutores do grupo IV, incluindo o diamante e germânio, apresenta-se com uma estrutura cristalina cúbica de diamante com densidade de  $2,329 \text{ g. cm}^{-3}$  a  $298\text{K}$  em uma rede cúbica de face centrada (CFC) com base consistindo em dois átomos com coordenadas  $(0, 0, 0)$  e  $(1/4, 1/4, 1/4)$  sendo cubo e subcubo, respectivamente [11–14]. A estrutura do cristal de silício é representada esquematicamente pelas Figuras 3a e 3b nas projeções tridimensional e bidimensional, respectivamente.

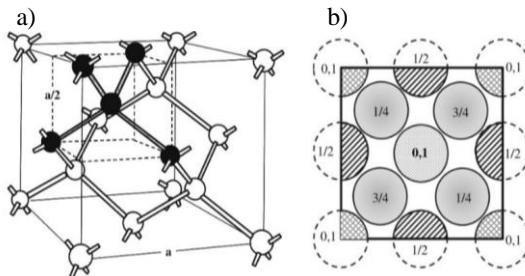


Figura 3 – Estrutura cristalina do silício nas projeções: a) tridimensional; e b) bidimensional [13].

O cristal de silício é composto por 18 átomos de silício e cada um possui 14 elétrons, sendo 4 encontrados na camada externa que se ligam aos elétrons da última camada de outros elementos químicos, permitindo a ligação com outros 4 átomos mais próximos [15]. Em uma estrutura cristalina cúbica de diamante unitária, a formação consiste na cristalização dos átomos com o seguinte arranjo: 8 átomos nos cantos, cada um é compartilhado com 8 cubos adjacentes; 6 átomos centrados na face, cada um é compartilhado com 2 cubos adjacentes; e 4 átomos encontram-se dentro do cubo [16].

A ligação química primária é covalente, na qual cada átomo encontra-se rodeado por outros quatro átomos de coordenadas tetraédrica com elétrons de valência ocupando orbitais híbridos  $sp^3$ , ou seja, dois átomos adjacentes formados por dois elétrons de valência e cada átomo contribui para a ligação. Este tipo de ligação é caracterizado como muito forte, altamente localizada e direcional devido à distribuição de elétrons de valência serem deslocadas para os vizinhos mais próximos. Nessa estrutura, as ligações são representadas com barras localizadas ao longo das quais os elétrons deslocam-se de um lado para o outro com rotações opostas [13–17].

Além da qualificação por meio do arranjo atômico para formação da rede cristalina de diamante, o cristal de silício também é descrito pelos seus vários planos que passam pela localização atômica definido pelo índice de Miller. Os índices são determinados a partir das intercepções do plano com os eixos  $x$ ,  $y$  e  $z$ . Para o cristal cúbico, tais eixos formam um conjunto ortogonal e, portanto, a direção perpendicular a um plano particular tem os índices de Miller igual às coordenadas do plano. Dessa forma, o cristal de silício tem seus planos cristalográficos definidos em três grupos principais, assim determinados: (100), (110) e (111), conforme ilustrado pela Figura 4 [11, 13, 15].

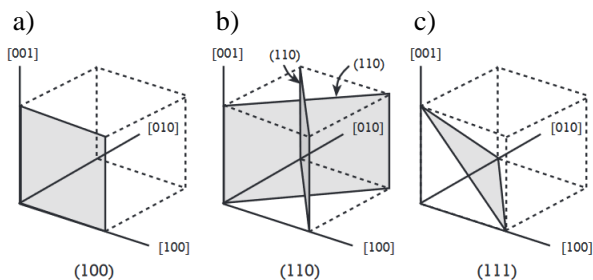


Figura 4 – Planos cristalográficos do silício monocristalino: a) (100); b) (110); c) (111) [18].

### 2.1.2 Propriedades Mecânicas

O silício é um material de comportamento frágil à temperatura ambiente, cujas propriedades dependem da orientação cristalográfica relativa à rede cristalina devido à sua característica anisotrópica [15, 17, 19]. Esta anisotropia, que é subjacente à ligação, tem influência sobre as propriedades elásticas deste material. Dessa forma, o conhecimento sobre as características que descrevem o comportamento elástico, como módulo de *Young* ( $E$ ), coeficiente de *Poisson* ( $\nu$ ) e o módulo de cisalhamento ( $G$ ), a partir dos diferentes planos é de fundamental importância. Para determinar estes módulos, utiliza-se a lei de *Hooke* para caracterizar o comportamento mecânico entre os tensores tensão ( $\sigma$ ) e deformação ( $\epsilon$ ) e determinar os coeficientes elásticos para uma orientação cristalográfica particular [20], conforme Equação 2.1.

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}\epsilon_{ij}; \epsilon_{ij} = S_{ijkl}\sigma_{kl}, \quad (2.1)$$

onde  $C$  e  $S$  são os coeficientes elásticos de rigidez e conformidade, respectivamente.

Os coeficientes elásticos são definidos como constantes de proporcionalidade entre os tensores  $\sigma$  e  $\epsilon$  pela lei de *Hooke*. A determinação prévia destes coeficientes faz-se por cálculo matricial com matriz  $6 \times 6$  de  $C$  e  $S$ , matriz de rigidez e matriz de conformidade, respectivamente, contendo três constantes independentes:  $T_{ij}$ ,  $C_{ij}$  ou  $S_{ij}$  [15, 21].

Para o caso do cristal de silício, devido à sua simetria cúbica e equivalência das condições de cisalhamento, é possível especificar o tensor de quarto grau a partir de três constantes elásticas independentes ( $C_{11}$ ,  $C_{12}$  e  $C_{44}$ ). Estes tensores são suficientes para determinar os componentes de tensão independente do estado de deformação e podem ser convertidos para a orientação cristalográfica de interesse [15, 17].

Para determinar  $\epsilon$  são empregados métodos de propagação de ondas acústicas em sólidos. De acordo com a literatura científica [15–17], à temperatura ambiente e pressão atmosférica, as constantes elásticas  $C$  e  $S$  do cristal de silício são (conforme Tabela 1):

Tabela 1 – Constantes elásticas do silício à 25°C (adaptado de [15–17]).

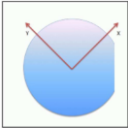
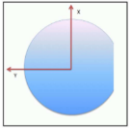
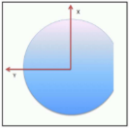
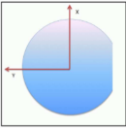
$C: 10^9 Pa$	$C_{11}$	$C_{12}$	$C_{44}$	$S_{11}$	$S_{12}$	$S_{44}$
$S: 10^{-12} Pa$						
Si	165,64	63,94	79,51	7,69	-2,14	12,6

A aplicação da lei de *Hooke*, em termos dos coeficientes elásticos, permite determinar o comportamento elástico a partir da orientação cristalográfica de interesse envolvendo os módulos  $E$ ,  $\nu$  e  $G$ . Devido à dependência pelo plano, estes módulos apresentam diferentes valores de acordo com o índice de Miller [20, 21].

Outra propriedade mecânica do silício dependente da orientação cristalográfica é a resistência à fratura ( $K_C$ ). Esta característica, associada a tensão submetida, descreve o comportamento do material com relação à propagação de trinca. A anisotropia exerce influência sobre este comportamento dada a dependência do plano e  $E$  para o plano de propagação de trincas [17]. O método mais comum para avaliá-la é por meio do teste de dureza Vickers (HV).

Por causa da influência da anisotropia subjacente da ligação, o comportamento mecânico do silício para as diferentes orientações cristalográficas mostram a divergência sobre as propriedades mecânicas do material enfatizando  $E$ ,  $\nu$ ,  $G$  e  $K_C$  [15, 22, 23], conforme apresentado na Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas do silício em função da orientação cristalográfica (adaptado de [20, 21]).

Orientação	(100)	(110)	(111)	
<i>Wafer</i>				
$E$ (GPa)	130,2	169	168,9	187,5
$\nu$	0,278	0,362	0,064 à 0,362	0,166 à 0,241
$G$ (GPa)	79,6	50,92	70	
$K_C$ (MPa . m <sup>-2</sup> )	0,95	0,90	0,82	
HV	1000			

Em função do distinto comportamento mecânico do silício, a produção de *wafers* para aplicações específicas também depende da orientação cristalográfica. A orientação do corte no plano (100) é amplamente utilizada pela indústria fotovoltaica. O plano (111) é empregado para a fabricação de dispositivos bipolares pela indústria eletrônica. A orientação do corte segundo o plano (110) não é de uso prático, sendo raro encontrar componentes com tal orientação [24].

### 2.1.3 Transformação de fase

O silício cristaliza em uma estrutura cúbica de diamante à temperatura e pressão ambiente. Entretanto, quando submetido à alta pressão, a estrutura sofre transformação para estrutura de fase metálica ( $\beta$ -Sn), resultando na cristalização em fases secundárias (cristalina ou amorfa) [17, 25]. É possível identificar 12 diferentes fases cristalinas caracterizadas como estáveis e metaestáveis [26, 27]. Com o intuito de classificar as possíveis fases do silício, Hull [17] resumizou-as a partir da nomenclatura da fase com a respectiva estrutura cristalina, grupo espacial e o intervalo de pressão submetido ao material, conforme apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 – Fases cristalinas do silício (adaptado de [17]).

<b>Designação</b>	<b>Estrutura do cristal</b>	<b>Grupo espacial</b>	<b>Pressão (GPa)</b>	<b>Tipo de fase</b>
<b>Si-I</b>	Cúbica de diamante	Fd3m	0 a 12,5	Estável
<b>Si-II</b>	Tetragonal de corpo centrado	I4 <sub>1</sub> /amd	8,8 a 16	Estável ou Metaestável
<b>Si-III</b>	Cúbica de corpo centrado (base de 8 átomos)	Ia $\bar{3}$	2,1 a 0	Metaestável
<b>Si-IV</b>	Hexagonal de diamante	P6 <sub>3</sub> /mmc	-	Metaestável
<b>Si-V</b>	Hexagonal primitiva	P6/mmm	14 a 35	Estável ou Metaestável
<b>Si-VI</b>	Indefinida		34 a 40	Estável
<b>Si-VII</b>	Empacotamento hexagonal compacto	P6 <sub>3</sub> /mmc	40 a 78,3	Estável
<b>Si-VIII</b>	Tetragonal ( $\approx$ 30 átomos por unid. celular)	P4 <sub>1</sub> 2 <sub>1</sub> 2	14,8 a 0	Metaestável
<b>Si-IX</b>	Tetragonal (12 átomos por unid. celular)	P4 <sub>2</sub> 22	12 a 0	Metaestável
<b>Si-X</b>	Cúbica de face centrada	Fm3m	78,3 a 230	Estável

<b>Si-XI</b>	Ortorrômico de corpo centrado	Imma	13 a 15	Estável ou Metaestável
<b>Si-XII</b>	Trigonal (8 átomos por unid. celular)	$R\bar{3}$	12 a 2	Metaestável

Para investigar esta característica de mudança de fase, os métodos experimentais comumente empregados são carregamento com pressão hidrostática [17], micro ou nanoindentação [26] e microriscamento (*scratching*) [28]. A identificação destas transformações de fases resultante das condições de carregamento impostas em uma região do material consiste em agregar a estes experimentos análises com microscopia eletrônica de transmissão (TEM) ou espectroscopia Raman [26].

Quando submetido à indentação hidrostática à pressão atmosférica, convencionalmente, o silício inicia com estrutura cúbica de diamante, denominado de Si-I [27]. Com o aumento da pressão do indentador sobre o material, no intervalo de 8,8 a 16GPa, esta fase primária transita para Si-II ( $\beta$ -Sn) obtendo uma estrutura tetragonal de corpo centrado acompanhado do decréscimo de 22% do volume inicial [28]. Quando a pressão é retirada, a fase Si-II pode sofrer transformações secundárias produzindo fase cristalina ou fase amorfa sendo uma mistura de Si-XII e Si-III ou a-Si, respectivamente, levando a expansão do volume na ordem de 9% [27]. De acordo com Jasiñevicius *et al.* [29, 30], o emprego de indentações cíclicas produz na primeira indentação somente fase a-Si e, com a repetição do ensaio na mesma região, esta fase é decomposta nas fases Si-XII e Si-III. A fase Si-XI ocorre no intervalo de 13 a 16GPa acompanhado com a redução volumétrica de 0,2 a 0,5% [28].

Já com a presença da fase metaestável Si-III é possível obter a fase Si-IV após o tratamento térmico de 200 a 600°C [26]. A fase Si-IX é obtida com o rápido descarregamento da pressão de 12GPa e apresenta como uma mistura de fases Si-I e Si-II [17]. Com o aumento da pressão hidrostática há formação das fases Si-V, Si-VI, Si-VII e Si-X, no intervalo de 14 a 35GPa, de 34 a 40GPa, de 40 a 78,3GPa e de 78,3 a 230GPa, respectivamente [17, 28]. Após o rápido descarregamento de 14,8GPa, a fase Si-VII é formada a partir de uma mistura das fases Si-II e Si-V [17].

A identificação destas fases é efetuada por meio do resultado dos picos espectrais obtido por espectroscopia Raman ou pela estrutura cristalina obtida via TEM. De forma a descrever os valores espectrais correspondente a cada fase encontrada na superfície do cristal de silício, Ge *et*

al. [31] sumarizaram os picos correspondente as fases encontradas após efetuar experimento de nanoindentação e empregar espectroscopia Raman, conforme Tabela 4.

Tabela 4 – Picos dos espectros referentes às fases do Si (adaptado de [31, 32]).

<b>Designação</b>	<b>Espectro (cm<sup>-1</sup>)</b>	<b>Designação</b>	<b>Espectro (cm<sup>-1</sup>)</b>
<b>Si-I</b>	521	<b>Si-VII</b>	350 e 394
<b>Si-II</b>	135 e 375	<b>Si-IX</b>	210
<b>Si-III</b>	166, 384, 415, 433 e 465	<b>Si-XII</b>	184, 350, 375, 397, 435, 445 e 485
<b>Si-IV</b>	510	<b>a-Si</b>	150 e 470

Dado o exposto acima, o conhecimento do fenômeno de transição de fases do cristal de silício é de suma importância quando submetido aos processos de usinagem. Esta importância dá-se devido a haver alta pressão de contato entre o gume da ferramenta de corte e a superfície do material durante a formação do cavaco resultando na presença de diferentes fases na superfície devido às condições impostas durante o corte [25, 28]. Além da pressão de contato, a geometria da ferramenta de corte, profundidade de corte ( $a_e$ ), espessura de cavaco não deformado ( $h_{cu}$ ), velocidade de corte ( $v_c$ ) e velocidade de avanço ( $v_f$ ) também exercem forte influência sobre este fenômeno [29, 30].

Correlacionando as informações supracitadas com os processos de usinagem, a transformação de fase do cristal de silício no processo de corte com fio abrasivo tem sido amplamente investigada com o objetivo de remover material no modo dúctil, uma vez que este é acompanhado pela presença das fases Si-XII e Si-III e/ou a-Si. Isto ocorre devido à alta pressão de contato do grão abrasivo de diamante ou SiC sobre a superfície do cristal de silício, permitindo a mudança da fase Si-I em fase metálica (Si-II) e, conseqüentemente, alterando as propriedades mecânicas do componente usinado e, principalmente, as etapas de texturização da superfície do *wafer* [25].

Conforme as investigações de Wu [25], empregando os processos WSS e DWS, verificou-se que a transformação de fases no *wafer* de silício monocristalino é mais pronunciada no DWS quando comparado com WSS. A Figura 5 mostra a comparação de espectros Raman obtidos a partir de *wafers* de silício produzidas pelos dois processos. Na Figura 5a verifica-se que o *wafer* obtido pelo WSS evidenciam apenas pico de Si-I com o respectivo espectro de  $520,9\text{cm}^{-1}$ . Este único pico indica que a

estrutura Si-I não sofreu transformação de fase durante o processo e que a remoção de material ocorreu predominantemente em regime frágil.

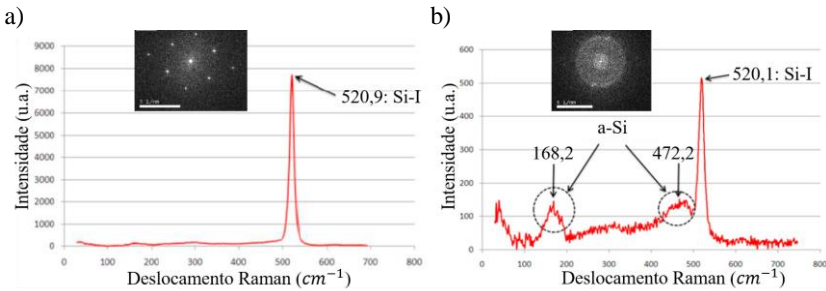


Figura 5 – Espectros Raman do *wafers* de silício: (a) WSS; e (b) DWS [25, 33].

Por outro lado, a superfície gerada pelo DWS mostra múltiplos picos de diferentes fases do silício, conforme Figura 5b. O espectro mostra claramente a presença de fase a-Si na superfície do *wafers* de silício monocristalino. Geralmente, a fase a-Si é observada nas regiões de corte em que houve regime dúctil. Isto ocorre com mais evidência no DWS, enquanto é menos presente no WSS no qual a superfície gerada há proeminência da fase Si-I. Isto aponta que há maior probabilidade de formação de fases provenientes da metalização da superfície quando aplicado o corte com DWS do que no WSS. Portanto, o processo DWS favorece a remoção de material no regime dúctil, reduzindo a presença de danos à integridade da superfície do *wafers*.

## 2.2 Usinagem de materiais frágeis e duros com abrasivos

A usinagem de materiais com comportamento frágil e duro tem sido amplamente empregada devido à significativa importância de materiais como silício (Si), germânio (Ge), cerâmicas, carboneto de tungstênio (WC), vidro, safira ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), dentre outros, para as indústrias de semicondutores, componentes ópticos e automobilística [34]. Porém, as características intrínsecas a estes materiais, como baixa resistência à fratura e a deformação, resistência à temperatura e alta dureza, resultam em baixa usinabilidade [4]. Desta forma, o emprego de processos de usinagem torna-se uma etapa crítica devido à introdução de danos à integridade da superfície [4, 35].

De acordo com Klocke [4] e Bifano *et al.* [36], em virtude da fragilidade e dureza, o comportamento destes materiais durante a usinagem



é predominantemente caracterizado pela ocorrência de fratura frágil antes que ocorra deformação plástica. Isto resulta na formação de microtrincas na superfície e subsuperfície durante a penetração do gume da ferramenta de corte. Este comportamento foi explicado por Lawn e Wilshaw [37] com base na teoria da mecânica de fratura por meio de testes de indentação quase-estático.

O modelo de formação e propagação de microtrincas resultante da indentação em materiais frágeis e duro proposto por Lawn e Wilshaw [37] é ilustrado na Figura 6. Conforme Figura 6a, durante o carregamento (1º etapa), a penetração do indentador causa uma tensão de compressão na superfície, formando uma zona de deformação plástica. Quando o limite de tensão que promove deformação é excedido (2º etapa), há formação da microtrinca axial (R) abaixo da zona plasticamente deformada que se expande com o aumento da carga (3º etapa).

Posteriormente (4º etapa), há o descarregamento e a fase inicial permite que a microtrinca axial (R) feche-se. Com a redução adicional do carregamento (5º etapa) as tensões axiais levam ao surgimento de microtrincas laterais (L), ocorrendo o aumento destas até o descarregamento total (6º etapa). As microtrincas laterais (L) emergem à superfície propiciando a remoção do material em forma de fragmentos [38–40].

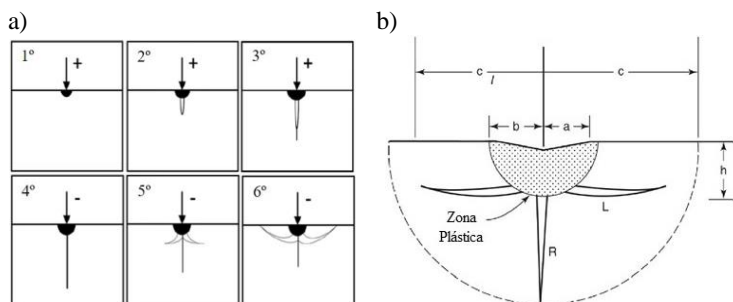


Figura 6 – Formação de microtrincas em material frágil e duro sob condições de carregamento: a) estágios de formação das microtrincas; b) Identificação das regiões plástica, microtrincas axial (R) e lateral (L) durante a indentação [39].

Este modelo foi originalmente empregado em carregamento quase-estático em ensaios de indentação. As observações relativas a este primeiro trabalho são amplamente empregadas no desenvolvimento de modelos de mecanismo de remoção de material e propagação de microtrincas em superfícies de materiais frágeis e duros.

Porém, com intuito de entender a formação de superfície com a aplicação de métodos de remoção de material, este modelo foi expandido

com a inclusão do efeito de carregamento tangencial nos processos de lapidação e riscamento. Em contraste com o teste de indentação quase-estático, o movimento relativo do grão abrasivo causa, além de força normal, força tangencial, que resulta em tensões de cisalhamento [38].

Neste sentido, de acordo com Klocke [4] e Marinescu *et al.* [39], a partir de condições comparáveis em conjunto com os parâmetros cinemáticos, o comportamento microscópico de fratura e propagação de microtrincas conduz à formação do cavaco em materiais frágeis e duros em três fases principais, conforme ilustrado na Figura 7.

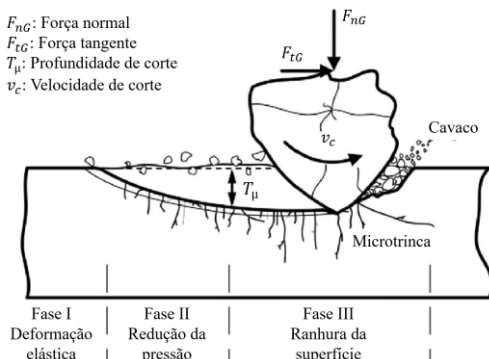


Figura 7 – Mecanismo de remoção de material na usinagem de materiais frágeis e duros (adaptado de [39]).

Na fase inicial (Fase I), ocorre o primeiro contato entre o gume do grão abrasivo e a superfície da peça. O carregamento originado deste contato resulta em deformação elástica do sistema abrasivo-superfície e geração de calor por atrito. Em seguida (Fase II), há o aumento da profundidade de corte ( $T_\mu$ ) e, conseqüentemente, da espessura do cavaco não deformado ( $h_{cu}$ ), proporcionando o início de uma zona com deformação plástica abaixo do gume do grão e indução da formação de microtrinca axial abaixo desta zona com subsequente redução da pressão de contato. Por fim, na Fase III, quando uma certa profundidade de corte é atingida, as microtrincas laterais são formadas e emergem para a superfície, facilitando a formação de cavacos fragmentados [4, 36, 39, 40].

Apesar da remoção do material advir principalmente do afloramento das microtrincas laterais, o comprimento destas microtrincas é variável devido ao crescimento subcrítico. Neste sentido, o equacionamento torna-se um importante instrumento na determinação do volume de material removido durante a usinagem de materiais frágeis e duros [4, 39, 40].

Diversos modelos foram propostos a partir da expansão da equação de volume de massa perdida ( $Q$ ) para teste de indentação. Dentre estes encontra-se os modelos geométricos que consideram, além da carga aplicada, o movimento relativo entre abrasivo-peça e o comprimento ( $c$ ) e profundidade ( $b$ ) das microtrincas laterais, conforme Equações 2.2 e 2.3.

$$b = \alpha_2 \cdot \left(\frac{E}{H}\right)^{2/5} \cdot \left(\frac{w}{H}\right)^{1/2} \quad (2.2)$$

$$c = \alpha_1 \cdot \frac{(E/H)^{3/5} \cdot w^{5/8}}{K_C^{1/2} \cdot H^{1/8}} \quad (2.3)$$

onde  $\alpha_1$  e  $\alpha_2$  são constantes experimentais,  $E$  módulo de *Young*,  $H$  dureza,  $w$  carga aplicada e  $K_C$  resistência a fratura do material.

Quando considerado o volume de material removido por grão abrasivo em determinada distância percorrida como sendo  $2ab$  e que  $N$  partículas de grãos abrasivos estejam em contato com a peça, o volume de material removido  $Q$  pode ser determinado pela Equação 2.4.

$$Q = \alpha_3 \cdot N \cdot \frac{(E/H) \cdot w^{9/8}}{K_C^{1/2} \cdot H^{5/8}} \quad (2.4)$$

onde  $\alpha_3$  é uma constante experimental.

Embora a formação de cavacos fragmentados seja facilitada pelas microtrincas laterais, estas emergem para além da zona de contato entre abrasivo-superfície, o que promove uma sobreposição volumétrica e resulta em cavacos com espessura e largura maiores do que previsto teoricamente [39]. Além disto, as microtrincas radiais causam danos à superfície, porém, em sua grande maioria, são removidas junto com os cavacos fragmentados.

Por outro lado, as microtrincas axiais promovem danos à subsuperfície que, normalmente, não são detectáveis em testes de qualidade por meio de métodos convencionais, comprometendo a integridade da superfície e facilitando a falha prematura do componente [4]. A Figura 8a ilustra o esquema de remoção de material no modo frágil e a Figura 8b mostra

a superfície gerada no regime frágil apresentado pela formação de micro-lascamento.

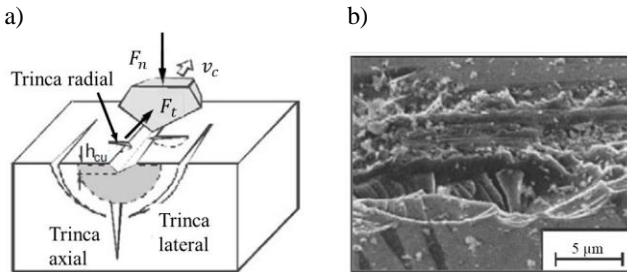


Figura 8 – Remoção de material no regime frágil: a) esquema da formação de trincas durante a penetração do grão abrasivo; b) superfície gerada apresentando remoção de material no regime frágil (adaptado de [4]).

Devido às criticidades apresentadas por estes materiais durante a etapa de usinagem, diversos pesquisadores voltaram esforços para investigar os fenômenos ocorridos durante a remoção de material. O primeiro estudo foi proposto em 1954 por King e Tabor [41] que observaram no processo de desgaste por atrito de sais de rocha a remoção de material no regime dúctil sob alta pressão hidrostática, contrariando o comportamento frágil natural do material. Este trabalho tornou-se o pioneiro ao apresentar a possibilidade de remover material no regime dúctil. A partir de então, muitas pesquisas foram efetuadas com objetivo de verificar a remoção no regime dúctil em uma gama de materiais frágeis e duros sob condições específicas em diferentes processos.

Em meio aos inúmeros pesquisadores, Bifano *et al.* [36] tem notável expressão na usinagem de materiais frágeis e duros. Dentre suas contribuições destaca-se a elaboração de um modelo, originado a partir das equações de determinação da profundidade crítica de indentação de materiais frágeis e duros e propagação de trincas de Griffith, para determinar a espessura crítica de cavaco não deformado ( $h_{cu,crit}$ ) que permite a transição de regime frágil-dúctil por meio da correlação entre a profundidade crítica de corte calculada e a razão de avanço ( $f$ ) crítica baseado nas propriedades intrínsecas ao material, Equação 2.5.

$$h_{cu,crit} = \psi \cdot \left(\frac{E}{H}\right) \cdot \left(\frac{K_C}{H}\right)^2 \quad (2.5)$$

onde  $h_{cu,crit}$  é a espessura crítica de cavaco não deformado,  $\Psi$  é um fator adimensional para dano na superfície,  $K_C$  é a resistência à fratura,  $E$  é o módulo de Young e  $H$  é a dureza do material.

A partir deste modelo foi possível quantificar o limiar entre a deformação plástica do material e o início da remoção no regime frágil por meio da determinação da espessura crítica de cavaco não deformado ( $h_{cu,crit}$ ), na qual o campo de tensão resultante do contato abrasivo-superfície seja insuficiente para a formação e propagação de microtrincas, tornando possível avaliar a transição frágil-dúctil destes materiais [42]. A Figura 9a ilustra o esquema de remoção de material no modo dúctil ( $h_{cu} \leq h_{cu,crit}$ ) e a Figura 9b mostra a superfície gerada sem a presença de danos na superfície na forma de microlascamento, cratera ou *pittings*.

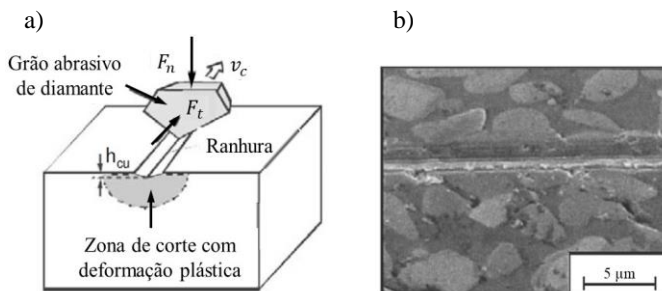


Figura 9 – Modo de remoção de material no regime dúctil (adaptado de [4]).

Para o caso do silício monocristalino, sabe-se que este material apresenta deformação plástica somente a partir de aproximadamente 540°C [43]. No entanto, quando submetido a pressão pelo gume da ferramenta de corte, uma característica singular quanto à estrutura cristalina colabora para remoção no regime dúctil.

A priori, quando a  $h_{cu}$  dos gumes cinemáticos excedem o limite crítico, o material é removido por fratura frágil, conforme Figura 10a. Devido à remoção no regime frágil é observada presença de crateras, microlascamentos e *pittings* na superfície e microtrincas na subsuperfície. Além disto, a superfície, quando analisada por espectroscopia Raman ou TEM, acusa somente um pico de Si-I referente a estrutura cúbica de diamante do silício.

Por outro lado, conforme esquema apresentado na Figura 10b, quando  $h_{cu} \leq h_{cu,crit}$ , a transição de fase da estrutura cristalina do silício permite que haja um fluxo plástico na zona abaixo do gume. Esta transição Si-I→Si-II permite que o cavaco seja formado tal como um material

dúctil. Além da significativa melhoria da integridade da superfície, explicitada pela mínima presença de crateras, microlascamentos e *pittings* na superfície e microtrincas na subsuperfície, haverá formação de fases cristalinas secundárias e amorfa, conforme mencionado na secção 2.1.3, quando avaliada a estrutura cristalina residual.

Resalta-se que este comportamento de transição de fase, havendo pressão do gume da ferramenta juntamente com  $h_{cu} \leq h_{cu,crit}$ , também é observado durante a usinagem de germânio (Ge) [43].

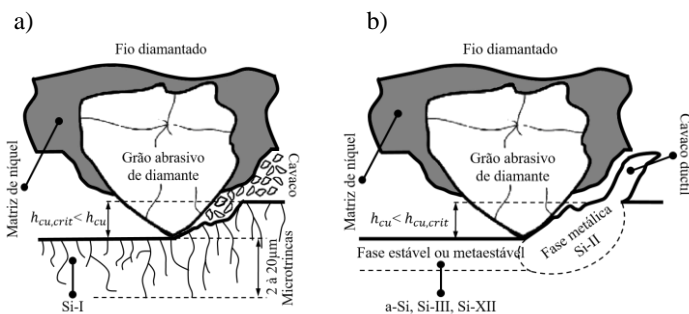


Figura 10 – Mecanismos de remoção de material do silício monocristalino: a) regime frágil; e b) regime dúctil.

Além do modelo proposto, Bifano *et al.* [36] indicaram possíveis métodos praticados sobre as variáveis de entrada do processo de retificação, sendo estas: aumento da velocidade periférica do rebolo ( $v_s$ ) e redução da velocidade de avanço ( $v_f$ ) que afetam diretamente a  $h_{cu,crit}$  e a distribuição de esforços por grão abrasivo, auxiliando na remoção de material no regime dúctil.

Além da influência da  $h_{cu,crit}$ , a transição frágil-dúctil é também determinada pela granulometria do abrasivo, geometria e raio de gume ( $\rho_s$ ) do grão abrasivo sob considerações das leis de Boussinesq e de Hertz para o campo de tensões introduzidas pelo gume da ferramenta de corte, da profundidade de penetração máxima do grão abrasivo ( $T_\mu$ ) e as propriedades mecânicas do material, principalmente a resistência à fratura ( $K_C$ ) [39].

### 2.3 Tecnologia de corte com múltiplos fios (MWS)

Os processos de usinagem com ferramenta de geometria não-definida são caracterizados pela utilização de grãos abrasivos para remoção

de material. Diversas técnicas são alocadas neste grupo e, além do emprego de abrasivos com gumes irregulares, classificam-se pelo princípio de deslocamento como: trajetória preestabelecida (retificação), pressão por uma força constante contra uma peça (brunimento), limitado por uma superfície de referência (lapidação) ou penetração por energia cinética (jateamento abrasivo) [4].

Dentro deste grande grupo encontra-se a tecnologia de corte com múltiplos fios (*Multi-Wire Saw* – MWS) pertencente ao subgrupo de usinagem com fio abrasivo, caracterizado como usinagem de precisão dada a exigência de tolerâncias na ordem micrométrica [6]. Este processo é usado, principalmente, para usinagem de materiais frágeis-duro, sendo amplamente empregado para o corte de cristais de silício (c-Si) e safira pelas indústrias fotovoltaica e microeletrônica desde a década de 1990, sucedendo ao processo *Inner Diameter Saw* – ID [4, 44].

O MWS é aplicado para a produção em massa de *wafers* a partir de um lingote por meio de duas distintas cinemáticas para remoção de material, que podem ser pela aspersão de um fluido abrasivo ou com fio de aço recoberto de grãos abrasivos [5], descritas a seguir.

### 2.3.1 Descrição do processo MWS

O princípio básico da tecnologia MWS, conforme modelo esquemático apresentado na Figura 11, baseia-se na alimentação de um único fio de aço inoxidável por um carretel contendo quilômetros (*km*) de fio envolto em cilindros guias (que podem ser 2 ou mais, dependendo da quantidade de lingotes a serem processados) que possuem sulcos paralelos equidistantes (entre 2000 a 5000), com distância de acordo com a espessura estabelecida do *wafers*, formando uma malha. Um segundo carretel recebe o fio usado. A tensão do fio, conseqüentemente da malha, é configurada e variada por meio de uma unidade de controle e esta é movimentada através do torque aplicado pela unidade principal que contém o sistema motriz e promove a velocidade de corte ( $v_c$ ) na ordem de 10 a 20m/s. O movimento do fio pode ser classificado a partir de dois tipos: 1 – contínuo (*endless*); ou 2 – recíprocante (*pilgrim mode*) [25, 38, 44].

Concomitante ao movimento do fio, o lingote é empurrado contra a malha a uma taxa de avanço controlada e é submetido a desaceleração em função da inversão do sentido de corte promovido pelo fio. O movimento do fio abrasivo e do lingote, somado à interação dos grãos abrasivos (que podem ser de diamante ou SiC), contidos na superfície do fio ou dispersos em fluido, promovem a remoção de material permitindo o corte de centenas ou milhares de *wafers* em um único passe. Além do corte de

c-Si, a tecnologia MWS também é empregada para manufatura de LED (*light-emitting diodes*) e outros materiais de comportamento frágil como carboneto de silício (SiC), safira ( $Al_2O_3$ ), arsenieto de gálio (GaAs), vidro e germânio (Ge) [4, 44, 45].

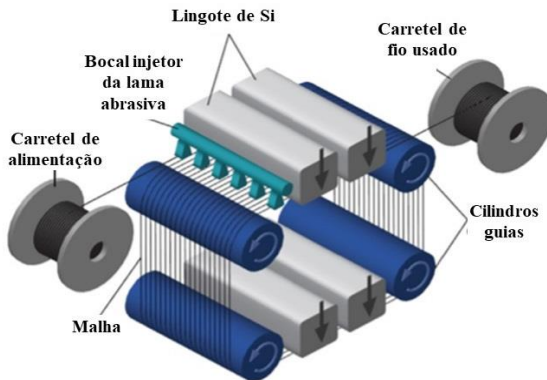


Figura 11 – Representação esquemática de um equipamento de corte MWS (adaptado de [38]).

### 2.3.2 Princípios de usinagem empregados no MWS

O sistema de corte MWS é ramificado em duas diferentes técnicas: com fluido abrasivo (*Wire Slurry Sawing* – WSS) ou com abrasivos fixos/fio diamantado (*Diamond-coated Wire Sawing* – DWS), ambos empregados industrialmente para *wafering* de c-Si. Apesar das máquinas-ferramentas serem semelhantes, as características das ferramentas diferem-se e o mecanismo de remoção de material ocorre de forma fundamentalmente distinta [4, 6].

Por um lado, conforme ilustrado pela Figura 12, o processo de corte com fluido abrasivo (WSS) baseia-se na aspersão de um meio, geralmente polietilenoglicol (PEG), contendo grãos abrasivos de SiC com volume fracionado de 30 a 60% e granulometria entre 5 a 15 $\mu$ m sobre a superfície do fio aço inoxidável liso. O movimento na direção axial do fio transporta os abrasivos em suspensão para o canal de corte, onde as partículas sofrem rolamentos e causam indentações, resultando na remoção do material, fundamentalmente, pelo mecanismo de fratura frágil da superfície do cristal de silício, conforme detalhado na seção 2.3.

As interações que ocorrem entre as partículas abrasivas de SiC com a superfície da peça promovem a remoção de material pelo desgaste de três corpos, similar à lapidação [4, 44–46]. Devido ao grande número



de indentações aleatórias, a alma do fio também sofre danos na superfície, o que impossibilita a sua reutilização [44].

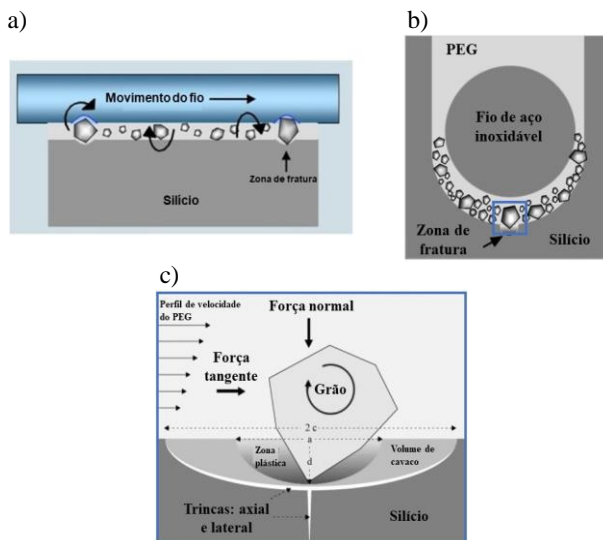


Figura 12 – Princípio de remoção de material no WSS: a) vista lateral do canal de corte; b) vista da secção transversal do canal de corte; e c) interação micro-mecânica do grão de SiC sobre a superfície do cristal de silício (adaptado de [38, 45]).

Por outro lado, no corte com fio diamantado (DWS) os grãos abrasivos, geralmente de diamante, encontram-se fixos na superfície da alma do fio contidos com orientação restrita e trajetória predefinida por um ligante, similar aos rebolos usados na retificação [4]. Neste processo, o movimento do fio é do tipo recíprocante e os fluidos lubrificantes comumente utilizados são baseados em água.

Para este segundo caso, a remoção de material ocorre por meio do desgaste entre dois corpos, ou seja, envolve a interação direta dos grãos abrasivos de diamante por meio da penetração dos gumes cinemáticos na superfície do material para que haja formação do cavaco [4, 38, 45], como mostrado esquematicamente na Figura 13.

Ressalta-se que os fenômenos ilustrados pela Figura 13b ocorrem na usinagem de material frágil e duro sob considerações de  $h_{cu} > h_{cu,crit}$ , conforme discutido na secção 2.3.

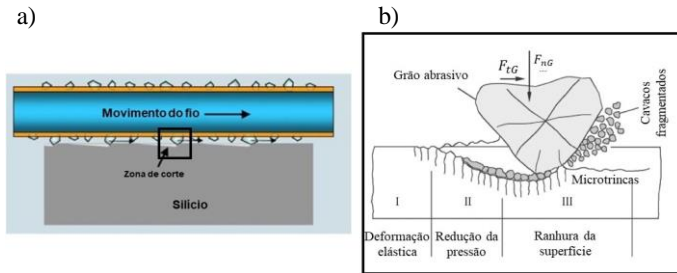


Figura 13 – Esquema de remoção de material no canal de corte: a) vista lateral do fio diamantado no canal de corte; b) interação micromecânica do grão abrasivo de diamante sobre a superfície de um material frágil e duro, tal como c-Si (adaptado de [38, 40]).

Apesar da diferença de princípios que regem os processos de remoção de material e características das ferramentas de corte, a remoção de material em ambos pode ser tanto no regime frágil quanto dúctil, conforme relatado na secção 2.3. Além disto, é possível diferenciá-los também a partir das características empregadas industrialmente, como parâmetros variáveis de entrada do processo, consumo e fim de vida da ferramenta de corte, conforme Tabela 5.

Tabela 5 – Demais diferenças entre WSS e DWS [44].

Pro- cesso	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	Tensão do fio (N)	Consumo de fio (km)	Fim de vida (uso/ling)
WSS	10 a 20	0,3 a 0,5	10 a 30	300 a 500	1x
DWS		$\geq 1$		$\approx 5$	4x

A utilização de ambas as técnicas abrange o mercado fotovoltaico e microeletrônico, na qual o WSS é o processo dominante para o *wafering* de silício policristalino e detém aproximadamente 70% do mercado. Já o DWS tem expressiva participação no *wafering* de silício monocristalino com cerca de 80% de aplicação deste processo pela indústria, conforme relatório apresentado pela *International Technology Roadmap for Photovoltaic* (ITRPV) [47].

Apesar da sua ampla utilização pelo setor industrial, o conhecimento a respeito dos processos DWS ou WWS ainda é de natureza empírica, uma vez que a cinemática do processo dificulta a correlação dos parâmetros de entrada com a qualidade da superfície produzida [4]. Somado

a isto, fatores intrínsecos à tecnologia, como reciclagem do PEG, abrasivos de SiC ou diamante e resíduos de silício, danos à integridade da superfície do *wafér*, danos na superfície do fio decorrentes das indentações dos abrasivos no canal de corte (WSS), desgastes dos grãos abrasivos (DWS), perda de material relativo a largura do canal de corte (*kerf*), questões ecológicas, dentre outros, contabilizam para que estas técnicas de usinagem sejam aprimoradas [4, 25, 44, 47].

### 2.3.3 Fio diamantado

A tecnologia de corte com fio diamantado (DWS) é um processo de manufatura pertencente ao subgrupo de usinagem com fio com grãos abrasivos fixos e é aplicada por meio da técnica de MWS [44]. Este processo é amplamente empregado para manufatura de materiais não-metálicos com comportamento frágil e duro, principalmente cristais de safira [7, 48], rochas ornamentais [49] e, recentemente tem ganhado espaço no mercado fotovoltaico e microeletrônico, para produção de *wafers* a partir de lingote de cristal de silício [47], especialmente o silício monocristalino [4, 10, 50].

A ferramenta empregada no DWS é baseada em um fio de aço recoberto por um material ligante com grãos abrasivos de diamante fixos e aleatoriamente distribuídos na superfície da alma do fio formando uma monocamada, conforme Figura 14. Por causa dos grãos abrasivos permanecerem fixos na superfície da alma do fio, de acordo com Klocke [4], haverá orientação restrita dos mesmos tornando-os pontos de corte fixos com trajetória quase plana. Esta característica somada às demais características relativas a remoção de material permite que a cinemática do processo de corte com fio diamantado seja comparável ao processo de retificação convencional.

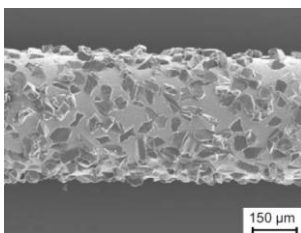


Figura 14 – Imagem da superfície do fio diamantado obtida via microscopia eletrônica de varredura (MEV) [4].

Apesar do fio diamantado ser uma ferramenta de corte flexível, diferindo-se da rigidez apresentada pelo rebolo, o movimento relativo entre ferramenta-peça, ação simultânea dos gumes cinemáticos no canal de corte e transferência da forma do grão abrasivo para a superfície usinada apresentam-se também como características que permitem a comparação com o processo de retificação, conforme apresentado na seção 2.3.2 [4, 38, 50].

Do mesmo modo que as demais ferramentas de corte com grãos abrasivos ligados, os procedimentos usados para a retenção dos grãos de diamante sobre a superfície do fio de aço ocorre por meio de um material ligante com resistência suficiente para mantê-los fixos a base da ferramenta [4]. Dentre os ligantes disponíveis para fabricação de ferramentas abrasivas, a fixação dos grãos abrasivos de diamante para produção do fio diamantado pode ser alcançada por meio da aplicação de três métodos distintos: prensagem a quente para ligantes de resina [51], eletrodeposição [52] e brasagem [50] para ligantes metálicos, descritos a seguir.

#### 2.3.3.1 *Fio diamantado com ligante de resina*

Dentre os diferentes tipos de materiais ligantes, encontram-se os ligantes resinoides. Estes consistem em resinas orgânicas, sintéticas ou combinações destas com carga ou sem carga e abrangem um amplo mercado para fabricação de ferramentas abrasivas. As ferramentas com abrasivos ligados com resina são obtidas basicamente por prensagem a quente [40]. Os ligantes resinoides podem ser ramificados em: resinas fenólicas, poliamídicas, epóxi e carbamato de etila [40].

Apesar da variabilidade de resinas aplicáveis para retenção de grãos abrasivos, as propriedades conferidas à ferramenta de corte dependem diretamente das especificidades requeridas. Para tanto, este tipo de ligante é capaz de promover à ferramenta de corte características particulares que podem ser atribuídas conforme as variações das proporções estequiométricas da composição da resina, pressão e temperatura de prensagem durante o processo de fabricação [4].

Dentre as diversas ferramentas de corte que possuem ligante de resina para retenção dos grãos abrasivos, há o fio diamantado resinóide (Figura 15). O principal atrativo para tal uso engloba o custo de fabricação, pois a produção de quilômetros de fio diamantado apresenta custo total de produção significativamente baixo. Além disso, quando comparado com o processo WSS, o emprego do fio diamantado resinóide apresenta desempenho de corte 4 vezes maior e tolerâncias de até 1,5 vezes melhor (decréscimo do canal de corte) [5].

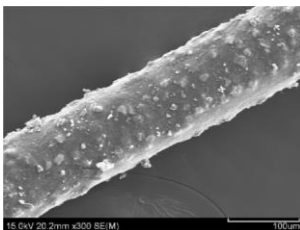


Figura 15 – Fio diamantado com ligante de resina [5].

Ademais, de acordo com a investigação realizada por Enomoto *et al.* [53], os fios diamantados produzidos com ligantes de resina apresentam maior resistência a torção, resistência à tração e à flexão comparado com fio diamantado comercial. Watanabe *et al.* [54] verificaram que, em virtude da relativa absorção de esforço pelo material ligante, há significativa redução nos danos residuais presente na subsuperfície de *wafers* de cristal de silício. No entanto, de acordo com Ge *et al.* [51], a menor resistência de retenção dos grãos abrasivos, menor resistência ao calor e ao desgaste apresentam-se como as principais desvantagens deste tipo de fio diamantado.

Além disto, o processo de corte de *wafers* de cristal de silício com fio diamantado, apresenta como atrativo o uso de fluido lubriri-refrigerante baseado em água. Em vista disso, conforme Klocke [4], fluidos deste tipo facilitam a penetração de moléculas de água ( $H_2O$ ) na interface grão-resina. Havendo característica alcalina do fluido, a formação de íons de hidroxilas ( $OH^-$ ) conduzirá à deterioração do ligante, reduzindo significativamente resistência e dureza da ferramenta com abrasivos ligados com resina, resultando em menor tempo de vida.

### 2.3.3.2 Fio diamantado com ligante metálico

Os ligantes metálicos que são empregados para a fabricação de ferramentas abrasivas com revestimento multicamadas ou monocamada de grãos abrasivos podem ser divididos em três tipos de ligantes: eletrodepositados, brasados e sinterizados [4, 55]. Devido á característica de monocamada de abrasivos para fabricação do fio diamantado utilizam-se somente os processos de eletrodeposição e brasagem [56].

O processo de eletrodeposição, também denominado de galvanoplastia ou galvanização, consiste na deposição eletrolítica de um metal nobre sobre outro metal por meio de uma fonte de corrente elétrica externa em um banho químico. Para fabricação de ferramentas de corte, esta

operação é empregada para fixação de grãos abrasivos sobre a superfície de corpos metálicos [56].

A eletrodeposição, no que diz respeito à fabricação de ferramentas de corte abrasivas, confere forte retenção e protusão dos grãos. É possível aplicá-la com método positivo ou negativo, ou seja, com grãos definindo o perfil da ferramenta ou com grãos encobertos pelo ligante metálico, respectivamente. As principais ferramentas fabricadas a partir do auxílio desta técnica são dressadores, rebolos de monocamada (geralmente para superabrasivos), pastilhas para brunimento e, como mencionado anteriormente, o fio diamantado [4, 56].

Dentre estas ferramentas citadas, o fio diamantado tem a eletrodeposição positiva como um dos processos mais aplicados na cadeia produtiva. Para produção desta ferramenta, a alma do fio de aço é revestida com uma fina e única camada metálica, normalmente de níquel (Ni), com grãos abrasivos de diamante dispersos aleatoriamente, apresentando protusão de até 70% [50, 57]. A Figura 16 mostra um fio diamantado no qual os grãos de diamante foram fixados por eletrodeposição positiva.

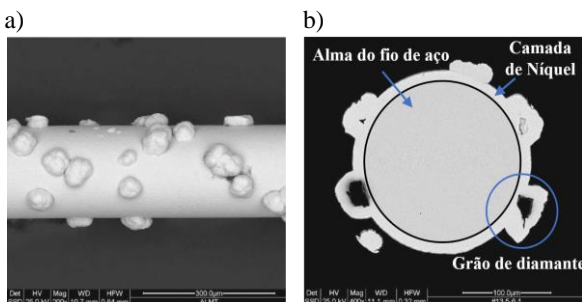


Figura 16 – Fio diamantado com ligante metálico galvânico: a) superfície; b) seção transversal (adaptado de [57]).

O procedimento usado para produção do fio diamantado eletrodepositado consiste em tornar a superfície base do fio e os grãos abrasivos de diamante condutores de eletricidade, portanto estes são revestidos com uma camada de metal tornando-os condutores de eletricidade, sendo comumente utilizado o níquel (Ni) como metal de sacrifício. Para este pré-revestimento, os grãos abrasivos são depositados em uma cuba eletrolítica e, em seguida, o fio liso é imerso para ter sua superfície coberta pelos grãos abrasivos. Após a camada atingir espessura suficiente para garantir a fixação primária dos grãos, o fio é retirado da cuba e a galvanização

ocorre com a ferramenta suspensa, mantendo somente contato com o níquel até obter espessura de camada conforme especificado [4, 56].

Outro importante ligante metálico para ferramentas abrasivas é obtido por brasagem, sendo empregado para produção de monocamada de grãos abrasivos em uma matriz metálica. Os principais abrasivos sujeitos a aplicação desta técnica são o diamante, cBN e cerâmicos, porém, por serem materiais não-metálicos, não são susceptíveis a brasagem [50, 55].

Somado a isto, devido às ligas de brasagem não possuírem afinidade com estes materiais, a ligação química entre os grãos abrasivos e o ligante é dificultada. Para contornar este empecilho são adicionados metais como titânio (Ti), cromo (Cr), vanádio (V), zircônio (Zr), nióbio (Nb) ou tântalo (Ta) à liga de brasagem na qual, em certa temperatura, os grãos abrasivos reagem quimicamente com a liga de brasagem formando uma interface entre ambos, podendo ser um carboneto ou nitreto [50, 55, 58].

Dentre as ferramentas abrasivas produzidas por brasagem encontra-se o fio diamantado brasado, conforme mostrado na Figura 17. O processo de produção baseia-se na alimentação do fio liso por um carretel para empregar um par de rebolos para tornar a superfície do fio rugosa. Em seguida, aplicam-se os processos de limpeza e alinhamento para melhorar a linearidade do fio [58].

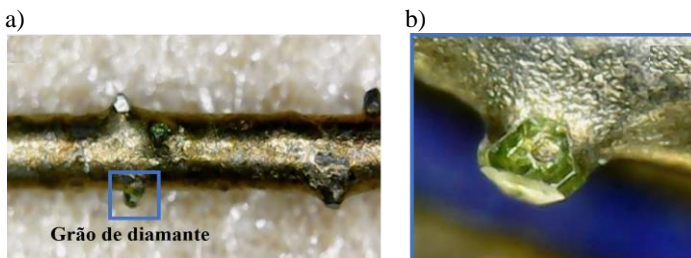


Figura 17 – Fio diamantado brasado: a) superfície; b) grão de diamante sintético (adaptado de [50]).

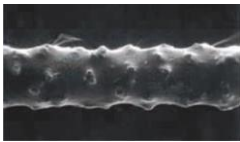
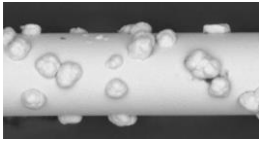
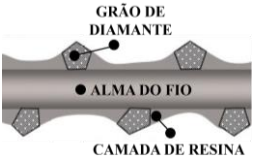
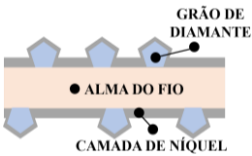
Após o pré-tratamento o fio é revestido com a liga de brasagem e os grãos abrasivos de diamante são aspergidos uniformemente sobre a camada de liga que está na superfície rugosa do fio. Na sequência, o fio abrasivo é submetido ao processo de brasagem numa câmara de aquecimento. Nesta câmara é aplicado gás argônio para preencher a zona de aquecimento durante o processo e, por fim, o fio é submetido a tratamento térmico [50, 58].

Comparado com os demais ligantes metálicos, este método de retenção dos grãos abrasivos apresenta vantagens, como maior resistência

ao desgaste, maior protusão dos grãos (70 a 80%), maior retenção dos grãos abrasivos, superior aos eletrodepositados e resinoides, maior taxa de remoção de material, dentre outros, tornando-o superior aos demais para produção de fio diamantado. Por outro lado, a desvantagem da fixação dos grãos por brasagem está no recozimento do fio, pois há a redução da resistência mecânica do mesmo [55, 59].

Apesar da possibilidade de usar diferentes técnicas de fixação, atualmente, somente os processos de eletrodeposição e por resina são empregados comercialmente [44]. Além dos princípios de fixação serem distintos, os fios diamantados produzidos por estas técnicas se diferem, principalmente, pelo custo de fabricação e desempenho da ferramenta de corte no processo [60]. A Tabela 6 mostra as principais diferenças entre os fios diamantados produzidos pelos processos de prensagem a quente para ligante de resina e eletrodeposição tendo níquel como metal de sacrifício.

Tabela 6 – Principais diferenças entre o fio diamantado resinoide e eletrodepositado (adaptado de [61]).

Fio diamantado	Resinoide	Eletrodepositado
Aparência		
Estrutura		
Diâmetro externo	120 a 350 $\mu\text{m}$	120 a 350 $\mu\text{m}$
$\varnothing$ da alma do fio	100 a 270 $\mu\text{m}$	100 a 270 $\mu\text{m}$
Características	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Baixo custo;</li> <li>• Absorção de esforços do processo;</li> <li>• Menor vida da ferramenta.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Custo elevado</li> <li>• Alto desempenho;</li> <li>• Maior vida da ferramenta.</li> </ul>
Aplicações	Usinagem de materiais frágeis e duros como: c-Si, materiais magnéticos, SiC, safira, GaN, Ge, etc.	



## 2.4 Abordagens experimentais com fio diamantado (DWS)

No processo de corte com múltiplos fios (MWS), devido à cinemática do processo e à concepção da máquina-ferramenta, há relativa complexidade no emprego de investigações experimentais no processo de *wafering* de lingote de cristais de silício. Somado a isto, a enorme quantidade de fio abrasivo utilizada durante o corte (conforme Tabela 5 na subsecção 2.3.2) dificulta a análise da micromecânica entre o grão de diamante, as características do desgaste dos grãos abrasivos e ligante e a superfície do *wafers*, tornando quase impraticável o estabelecimento de correlações entre os parâmetros variáveis de entrada e o resultado de trabalho.

Esta impraticabilidade demandou o desenvolvimento de bancadas experimentais de forma que as condições industriais de trabalho sejam reproduzidas, a fim de proporcionar a aplicação de métodos de monitoramento e avaliação para investigar a influência das variáveis de entrada do processo sobre a integridade da superfície usinada. Dentre as bancadas experimentais apresentadas na literatura, pode-se dividi-las em dois subgrupos a partir do movimento de corte: 1 – recíprocante (*pilgrim mode*) e 2 – contínuo (*endless*), apresentados a seguir.

### 2.4.1 Bancadas experimentais com movimento recíprocante

No processo de corte com fio diamantado, a máquina-ferramenta industrialmente utilizada promove o movimento de corte de modo que o fio assume trajetórias nos dois sentidos relativos ao eixo axial da alma do fio. Este movimento é denominado de recíprocante (*pilgrim mode*) e é empregado no corte com fio diamantado com o intuito de utilizar o desempenho total da ferramenta de corte [6, 44].

No movimento recíprocante o fio diamantado percorre centenas de metros em um único sentido, é desacelerado e, em seguida, há inversão do sentido de corte. No primeiro momento há aceleração do fio diamantado até atingir velocidade de corte ( $v_c$ ) preestabelecida mantendo-a constante em um intervalo de tempo. Após completar o percurso configurado, o fio é novamente desacelerado até atingir velocidade igual a zero.

Subsequentemente a esta interrupção, o sentido do movimento é invertido, repetindo-se o ciclo. Em cada ciclo, um comprimento pré-estabelecido de fio diamantado novo é adicionado de modo que o comprimento percorrido em um sentido, por exemplo, é de 1000m de fio e, após a inversão de sentido, o fio retorna com apenas 900m e é adicionado um comprimento de 100m de fio novo [7, 44, 62]. A Figura 18 ilustra o perfil de velocidade do movimento de corte recíprocante do fio diamantado.

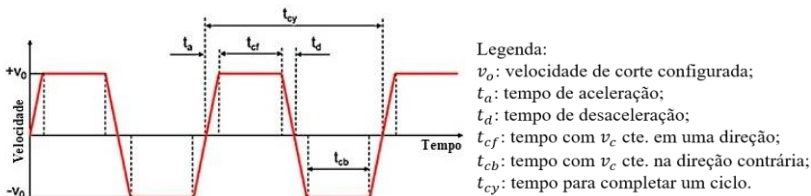


Figura 18 – Ciclos do movimento recíprocante do fio diamantado [7].

Empregando uma máquina-ferramenta com movimento recíprocante, Gao *et al.* [60, 63] investigaram o processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado eletrodepositado. Em um primeiro momento, Gao *et al.* [63] usaram um fio diamantado com  $\varnothing_{\text{ext}} = 280\mu\text{m}$  em condições de usinagem de  $v_c \leq 2 \text{ m/s}$  e  $v_f$  entre 0,25 e  $12,5\mu\text{m/s}$ . As análises consistiram em observações das características da superfície resultante e do cavaco gerado via MEV. A partir da variação dos parâmetros de entrada, os autores concluíram que a razão  $v_f/v_c$  exerce forte influência sobre a transição frágil-dúctil do silício monocristalino quando submetido ao corte com fio diamantado. As observações das características de remoção de material classificaram as superfícies em remoção frágil, parcialmente dúctil e dúctil. Foi possível verificar que nos menores valores da razão  $v_f/v_c$  o regime de remoção de material predominante foi dúctil e com formação de cavaco cisalhado. Já para os maiores valores da razão  $v_f/v_c$  a superfície apresentou domínio de fraturas frágeis.

Posteriormente, Gao *et al.* [60] conduziram experimentos de corte de silício monocristalino com fio diamantado usando movimento de corte recíprocante. As condições de usinagem empregadas foram um fio diamantado com  $\varnothing_{\text{ext}} = 280\mu\text{m}$ ,  $v_c$  entre 1 e  $2 \text{ m/s}$ ,  $v_f$  entre 2,5 e  $12,5\mu\text{m/s}$ , tensão do fio de  $20\text{N}$  e os seguintes fluidos lubrificantes: água, sintético (FUCHS Ecocool S Co5), emulsão e emulsão com alta pressão (MASTER TRIM E206). Avaliou-se a influência dos parâmetros de entrada do processo e diferentes fluidos lubrificantes sobre a rugosidade  $R_a$ , microtrincas na subsuperfície (DSS), variação total da espessura (TTV), empenamento do *wafers* e desgaste dos grãos de diamante. O estudo mostrou que quanto maior for  $v_c$  e menor  $v_f$  a superfície apresentará menores valores de  $R_a$  e DSS. Já para o empenamento é necessário usar menores valores tanto de  $v_c$  quanto de  $v_f$ . Porém, apesar de obter correlações entre os parâmetros do processo sobre estas características, não foram observadas correlações entre os parâmetros e TTV. Para os diferentes meios lubrificantes, o fluido de corte sintético apresentou melhores efeitos sobre a integridade da superfície do *wafers*. No que diz respeito ao

desgaste, verificou-se principalmente deslocamento da camada de níquel e arrancamento dos grãos abrasivos de diamante da superfície da alma do fio.

Utilizando o mesmo princípio de movimento de corte, Kim *et al.* [7] investigaram o *wafering* de cristal de safira de  $\varnothing = 4''$  com adição de movimento rotativo ao lingote usando múltiplos fios. No estudo foi empregado um fio diamantado eletrodepositado com  $\varnothing_{ext} = 180\mu m$ , monitorando o processo com um dinamômetro para mensurar a força de avanço ( $F_f$ ) e força de corte ( $F_c$ ) em condições de usinagem de  $v_c$  entre 6,5 e 11,5m/s e tensionamento do fio de 35 e 40N. Foram avaliados a rugosidade  $R_a$  e o empenamento do *wafer*,  $F_f$ ,  $F_c$  e o consumo de fio/*wafer*. Os resultados mostraram que o consumo de fio/*wafer* exerce forte influência sobre a rugosidade  $R_a$  e empenamento, sendo que ambas características decrescem com o aumento de consumo de fio diamantado. Verificou-se a dependência de  $F_f$  com a deflexão do fio abrasivo, ou seja, quanto maior a deflexão do fio, maior será  $F_f$ . Além disto, as componentes  $F_c$  e  $F_f$  apresentaram maiores valores quando a área de contato entre fio diamantado-peça encontravam-se no diâmetro máximo do lingote de safira.

Outros inúmeros trabalhos são encontrados na literatura com o emprego da tecnologia de corte com fio diamantado sob movimento recíprocante para investigar o processo corte de materiais frágeis-duro. No Quadro 1 são apresentados resumidamente as principais pesquisas já desenvolvidas.

Quadro 1 – Trabalhos encontrados na literatura científica sobre corte com fio diamantado recíprocante.

Ref.	Material	Parâmetros	Resultados
Ozturk <i>et al.</i> [64]	Mono-Si	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing_{ext} = 300\mu m$ ; $2,5 \leq v_c \leq 4,5 m/s$ ; $0,5 \leq v_f \leq 1,0 mm/min$ ;	Modelagem e otimização da rugosidade via Modelos de Regressão.
Kaya-basi <i>et al.</i> [65]	Mono-Si	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing_{ext} = 400\mu m$ ; $2,5 \leq v_c \leq 5,0 m/s$ ; $0,5 \leq v_f \leq 2,0 mm/min$ ; Fluido: concentrações de 30% e 100% de óleo.	Predição da rugosidade via Redes Neurais Artificiais.

Liu <i>et al.</i> [5]	Mono-Si	Fio diamantado resinoide $\varnothing_{ext} = 120\mu m;$ $v_c \leq 1,5 m/s;$ $v_f \leq 12,5 \mu m/min;$ $T_{fio} = 10N.$	Modelagem da formação de microtrincas; validação experimental.
Modesto [56]	Alumina (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing = 0,5; 0,7; 1,1mm;$ $v_c \leq 1,122 m/s;$ $v_f \leq 78,2 mm/min.$	Desenvolvimento da bancada de ensaio; usinagem de geometrias complexas.
Kumar <i>et al.</i> [10]	Mono-Si	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing_{ext} = 100\mu m;$ $v_c = 18 m/s;$ $v_f = 0,8 mm/min;$ $T_{fio} = 20N.$	Desgaste do fio diamantado; morfologia e rugosidade; microtrincas; transformação de fase.
Ge <i>et al.</i> [51]	Mono-Si	Fio diamantado resinoide $\varnothing_{ext} = 200\mu m;$ $v_c \leq 1,5 m/s;$ $v_f \leq 0,5 mm/min;$ $T_{fio} = 20N.$	Desempenho de um fio diamantado com ligante de resina.
Lee <i>et al.</i> [57]	Vidro	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing_{ext} = 180\mu m;$ $v_c \leq 6,7 m/s;$ $v_f \leq 0,5 mm/min;$ $T_{fio} = 40N.$	Desgaste do fio diamantado; $F_f$ e $F_c.$
Suzuki <i>et al.</i> [33]	Mono-Si	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing_{ext} = 250\mu m;$ $v_c \leq 29,2 m/s;$ $v_f = 12 mm/min;$ $T_{fio} = 11,76N.$	Morfologia e rugosidade; danos na subsuperfície; transformação de fase.

Huang <i>et al.</i> [48]	Safira	Fio diamantado eletrode- positado $\emptyset_{ext} = 250\mu m;$ $v_c \leq 9,2 m/s;$ $v_f \leq 0,3 mm/min;$ $T_{fio} = 30N.$	$F_f$ e $F_c$ ; energia especí- fica de remoção de material.
Xiao-ye <i>et al.</i> [66]	SiC	Fio diamantado eletrode- positado $\emptyset_{ext} = 290\mu m;$ $v_c \leq 1,9 m/s;$ $v_f \leq 0,08 mm/min;$ $T_{fio} = 20N.$	Morfologia e ru- gosidade; $F_c.$

Apesar da cinemática de movimento de corte do equipamento empregado na condução experimental assemelhar-se às máquinas-ferramentas industriais, o pequeno comprimento de fio usado nas investigações não permitiu atingir  $v_c$  próximas a  $20m/s$ . Desta forma, investigações sobre o processo com parâmetros variáveis de entrada utilizados na produção em larga escala são comprometidas.

Além disto, para monitorar o desgaste dos grãos abrasivos, o método reciprocante faz com que o fio diamantado seja envolto em um único carretel favorecendo os danos devido a estes serem depositados sobre a próprio ferramenta. Apesar de ser possível empregar comprimento de fio diamantado suficiente para atingir tal  $v_c$ , o monitoramento da progressão do desgaste torna-se uma barreira para as investigações em virtude da complexidade dos métodos de análise [62].

#### 2.4.2 Bancadas experimentais com movimento contínuo

Outra cinemática de movimento de corte empregada nas bancadas de ensaios experimentais é com movimento contínuo, também chamada de *endless*. Neste tipo de máquina-ferramenta o sistema contínuo assemelha-se a uma serra-fita, na qual o ciclo de corte repete-se em cada passagem do comprimento útil da ferramenta, sendo neste caso o fio diamantado usado como ferramenta de corte [56]. O perfil de velocidade de corte ( $v_c$ ) contém somente um degrau de aceleração do fio diamantado até atingir  $v_c$  configurada mantendo-a constante com subsequente desaceleração quando finalizado o processo de corte.

Este tipo de movimento de corte é usado devido à sua praticidade em empregar métodos de monitoramento de processo, facilitado pelo controle dos parâmetros de entrada e possibilidade de usar  $v_c$  similar à empregada industrialmente. Porém, para possibilitar a execução do movimento de corte contínuo requer-se a união das extremidades do fio diamantado e isto apresenta-se como fator crítico.

Com o intuito de empregar movimento de corte contínuo, Gao *et al.* [67, 68] fabricaram um fio diamantado contínuo. Para obtenção da ferramenta foi usado um fio de aço 65Mn (contendo 0,62 a 0,70% C, 0,17 a 0,37% Si e 0,90 a 1,2% Mn) com  $\varnothing_{ext} = 800\mu m$ . As extremidades foram unidas com soldagem por arco de argônio com pó de tungstênio. Foi usado o processo de eletrodeposição para fixar os grãos abrasivos de diamante com granulometria entre 140 a 270 *mesh* sobre a superfície do fio. A qualidade do ponto de solda foi avaliada através de testes de tração e fadiga obtendo-se resistência à tração de 1370 MPa e 8h contínuas de uso, respectivamente. Para a condução experimental, uma máquina-ferramenta MQ6025A foi reconfigurada para prover o movimento de corte contínuo. Para avaliar o desempenho do fio diamantado, usou-se uma amostra de granito Shi Daohong 375-2, com  $v_c = 15m/s$ , avanço ( $f$ ) com pressão constante de 0,5N/mm e água destilada como fluido refrigerante. O canal de corte foi avaliado por meio de microscopia eletrônica de varredura e o tempo de processo foi monitorado, resultando em 7min ao atingir profundidade de 5mm.

Recentemente, uma expressiva pesquisa voltada para o corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo foi executada por Knoblauch *et al.* [62, 69–71]. No trabalho foi desenvolvida uma bancada de ensaio para promover o movimento de corte contínuo [69]. Para unir as extremidades do fio diamantado, foi desenvolvido um dispositivo de soldagem de topo por resistência [70]. A etapa de soldagem foi procedida com a torção de 360° no fio diamantado, objetivando a rotação do fio em torno do seu eixo longitudinal durante o corte. A condução experimental consistiu no corte de amostras de silício monocristalino com fio diamantado eletrodepositado de  $\varnothing_{ext} = 350\mu m$  sob condições de corte de  $v_c$  entre 7,45 a 26,21m/s e avanço ( $f$ ) com força de avanço constante em cada ensaio, abrangendo a faixa de 2,04 a 4,62N, a fim de investigar a variação destes parâmetros de corte sobre a variável  $v_f$ . Os resultados mostraram que no emprego de força de avanço constante, o aumento de  $v_c$  gera um aumento de  $v_f$  e, conseqüentemente, maior taxa de remoção de material.

Posteriormente, Knoblauch *et al.* [71] mostraram a progressão do desgaste de grãos de diamante ocorrido durante um ensaio, utilizando microscopia de variação de foco (MVF) e MEV. O desgaste regular dos grãos de diamante em todo o contorno do fio diamantado foi observado nas imagens geradas por MVF. O método permitiu validar que a torção do fio diamantado na etapa de soldagem proveu a rotação do mesmo durante o corte, resultando no desgaste uniforme dos grãos de diamante. Além disso, o *software* da técnica MVF permitiu determinar a protusão dos gumes dos grãos de diamante e estabelecer aqueles que efetivamente assumem o corte, possibilitando correlacioná-la com a espessura dos cavacos dúcteis coletados e estimar a  $h_{cu}$ . As imagens obtidas por MEV permitiram identificar mecanismos de microdesgaste, como a remoção da camada de níquel da superfície dos grãos, o achatamento do topo dos grãos por abrasão, a fratura de cantos de grãos e arrancamento de grãos de diamante.

Além das pesquisas realizadas no LMP com o efetivo controle das variáveis de entrada do processo e a possibilidade de usar magnitudes das variáveis de entrada similares às industriais, poucas investigações experimentais são encontradas na literatura científica empregando o movimento de corte contínuo do fio diamantado. O Quadro 2 apresenta, resumidamente, as principais investigações sobre o processo de corte de materiais frágeis e duros com fio diamantado contínuo.

Quadro 2 – Trabalhos encontrados na literatura sobre corte com fio diamantado contínuo.

Ref.	Material	Parâmetros	Resultados
Meng <i>et al.</i> [72]	Mono-Si	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing_{ext} = 500\mu\text{m}$ ; $v_c \leq 12 \text{ m/s}$ ; $F_{f,cte} \leq 7\text{N}$ .	Morfologia e rugosidade.
Meng <i>et al.</i> [73]	$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$	Fio diamantado eletrodepositado $\varnothing_{ext} = 500\mu\text{m}$ ; $v_c \leq 16 \text{ m/s}$ ; $F_{f,cte} \leq 18\text{N}$ .	$Q_{mat}$ , $F_c$ e $F_f$ ; morfologia e rugosidade; desgaste do fio diamantado.

Gao <i>et al.</i> [74]	Mono-Si	Fio diamantado eletrode-positado $\varnothing_{ext} = 500mm;$ $v_c = 10 m/s;$ $v_f = 12 mm/min.$	Modelo físico do processo; regime de remoção de material para diferentes $T_\mu$ .
Meng <i>et al.</i> [72]	Mono-Si	Fio diamantado eletrode-positado $\varnothing_{ext} = 500\mu m;$ $v_c \leq 12 m/s;$ $F_{f,cte} \leq 7N.$	Morfologia e rugosidade.
Hardin [75]	SiC monocristalino e madeira	Fio diamantado eletrode-positado $\varnothing_{ext} = 300\mu m;$ $0,5 \leq v_c \leq 20 m/s;$ $0,5 \leq v_f \leq 2 mm/s.$	$F_c$ e $F_f$ ; morfologia e rugosidade.

Conforme mostrado no Quadro 2, as investigações referentes ao emprego do processo de corte com movimento de corte contínuo do fio diamantado, em sua grande parte, foram executadas empregando o avanço ( $f$ ) com força de avanço constante. Para este tipo de sistema com força de avanço constante, Knoblauch *et al.* [62, 69–71] verificaram que neste tipo de sistema de avanço empregado o parâmetro da  $v_f$  varia com a progressão do desgaste dos grãos de diamante.

Além disto, é notória a escassez de informações referente ao processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado utilizando parâmetros de corte com efetivo controle. Apesar dos autores supracitados contribuírem para o conhecimento do processo, os trabalhos não buscaram correlacionar a variação dos parâmetros de corte ( $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$ ) com o resultado de trabalho (esforços do processo e integridade da superfície), sendo esta lacuna abordada no escopo desta pesquisa.

No entanto, antecedendo a etapa experimental, a fim de viabilizar o estudo com a  $v_f$  constante se fez necessário desenvolver um sistema de avanço que permitisse controlar este parâmetro ( $v_f$ ) e assim poder concluir sobre as reais taxas de remoção de material durante os ensaios.

No capítulo 3 a seguir é descrito o desenvolvimento de um sistema de avanço eletromecânico implementado na bancada de ensaios de corte com fio diamantado contínuo. Este novo sistema de avanço viabilizou a investigação experimental proposta no escopo desta pesquisa.



### 3 DESENVOLVIMENTO DO SISTEMA DE AVANÇO

Neste capítulo será apresentado o sistema de avanço da bancada de ensaio de corte com fio diamantado contínuo, bem como a metodologia empregada no desenvolvimento e implementação de uma nova proposta para o sistema de avanço.

No desenvolvimento do sistema de avanço optou-se por aplicar de forma parcial o modelo PRODIP (Processo de Desenvolvimento Integrado de Produto) elaborado pelo NEDIP (Núcleo de Desenvolvimento Integrado de Produtos), grupo de pesquisa atuante na área de gerenciamento de projetos na UFSC. O PRODIP é uma metodologia de projeto de produto que consiste na aplicação de um método sistemático que permite ao projetista definir e incluir os requerimentos do usuário no processo de desenvolvimento de produtos [76]. Para este caso em particular, o processo de desenvolvimento enfatizou a macro fase intitulada de “Processo de Projeto” com destaque para as três fases iniciais: Projeto Informacional, Projeto Conceitual e Projeto Preliminar.

#### 3.1 Projeto Informacional

O sistema de avanço utilizado na bancada de ensaio apresentava o deslocamento do carro porta-amostra sobre guias aerostáticas verticais (eixo  $Y$ ). Neste sistema a força de avanço era estabelecida pela adição de uma massa conhecida sobre o carro porta-amostra, no qual o movimento era baseado no equilíbrio estático entre o carro porta-amostra ( $F_{PA}$ ) e o conjunto de contrapesos ( $F_{CP}$ ), sendo o movimento concebido na direção de avanço exercido pela aceleração da gravidade. Desta forma, a  $v_f$  era função da força de avanço ( $F_f$ ), equivalente à força da massa ( $F_M$ ), normal ao movimento de corte e regulada por meio da adição/subtração de massas sobre o carro porta-amostra. Este sistema de avanço é conhecido na literatura científica como avanço com força constante, conforme mostrado na Figura 19.

Este sistema foi desenvolvido e utilizado durante o trabalho de doutorado de Knoblauch [62] e mostrou-se eficiente para execução da etapa experimental, permitindo obtenção de resultados satisfatórios com relação à variação do parâmetro de avanço ( $f$ ). No entanto, apesar do relativo controle e conhecimento das condições de usinagem empregadas, o estabelecimento da  $F_f$  mostrou-se ser limitada, pois a condição de equilíbrio entre a massa do carro porta-amostra e a massa do contrapeso era

influenciada negativamente pelo atrito que ocorre nos mancais de rolamento e na deflexão do fio de aço empregado para sustentar as massas. Em decorrência disto, a  $F_f$  que se estabelecia durante cada ensaio não era precisamente conhecida e, conseqüentemente, o parâmetro  $v_f$  também flutuava de forma não determinada.

Além disto, a determinação da  $v_f$  era realizada pelo pós-processamento das imagens gravadas em vídeo durante cada ensaio de corte para extrair uma média da  $v_f$ , o que requeria tempo extenso e dificultavam a reprodutibilidade dos ensaios.

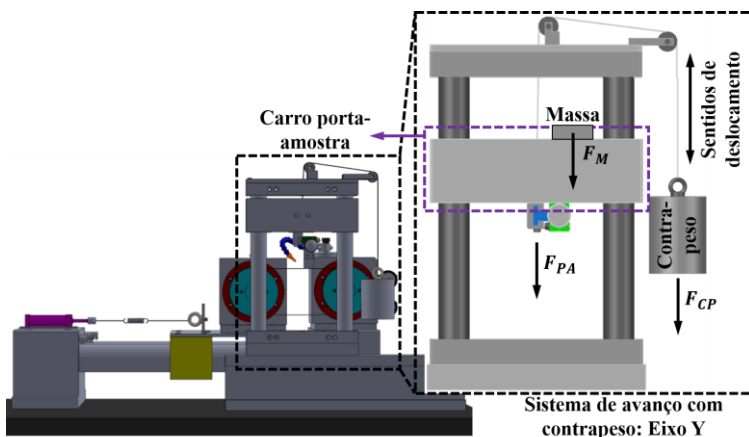


Figura 19 – Representação esquemática do sistema de avanço baseado em força constante (adaptado de [62]).

Conforme supracitado, fez-se necessário desenvolver um sistema de avanço que independesse da ação negativa verificada na concepção anterior e que tornasse a  $v_f$  uma variável de entrada e controlada do processo. Para tanto, com o auxílio da ferramenta *brainstorming*, compilaram-se as informações referentes ao equipamento atual e os respectivos inconvenientes. Foram também expostos os tipos de princípios de movimentação apresentados na literatura para auxiliar na elaboração do novo sistema de avanço e determinação de novos requisitos.

A priori, estabeleceu-se como primeira e principal condição para a estrutura mecânica, a reconfiguração do sistema atual devido a este possuir como mecanismo predominante a tecnologia aerostática que proporciona redução significativa do atrito durante o deslocamento do carro porta-amostra. Foi também determinada uma condição secundária, com o

mesmo nível de importância da primeira, para o acionamento, o emprego de componentes eletrônicos a fim de proporcionar controle computacional objetivando a automação parcial da bancada de ensaios e redução da intervenção do operador no processo.

Apesar de não caracterizar-se como uma condição a ser seguida rigidamente, buscou-se utilizar elementos e instrumentos disponíveis no LMP. A partir disto, foram definidos os principais atributos que compreendem aos requisitos e componentes do novo sistema de avanço a ser implementado.

### **3.2 Projeto Conceitual**

Durante o *brainstorming* foram apresentadas diferentes concepções e princípios de movimentação como possíveis soluções para projetar o novo sistema de avanço. Dentre as opções, duas tiveram expressivo destaque devido as suas características e amplo emprego em sistemas de movimentação: eletromecânico e pneumático.

Apesar dos atributos destes atenderem às principais condições impostas, a disponibilidade de recursos foi um dos fatores determinantes para o processo de escolha. Além disto, o histórico do LMP no campo de automação e controle direcionados para processos de fabricação (ex.: máquinas-ferramentas, instrumentação, dentre outros) também exerceu influência na decisão, uma vez que os projetos desenvolvidos e em exercício explicitaram forte tendência. Neste sentido, optou-se por empregar o sistema de movimentação com princípio eletromecânico.

A definição do princípio permitiu elaborar um cenário mais restrito em relação aos possíveis elementos de composição do sistema de avanço. Como auxílio a definição dos componentes, foram determinados os subsistemas, a partir da função global, assim estabelecidos: 1 – mecânico; 2 – eletrônico, distribuídos conforme Figura 20.

Esta ramificação facilitou a compreensão das funções de cada subsistema e proporcionou uma visão sistemática do projeto em questão. A partir disto, foram elencados os elementos, dispositivos e instrumentos para executar cada função estabelecida. A definição destes componentes foi realizada na seguinte sequência: Mecânico→Comando. Os mesmos foram escolhidos conforme a funcionalidade e disponibilidade no repertório do LMP.

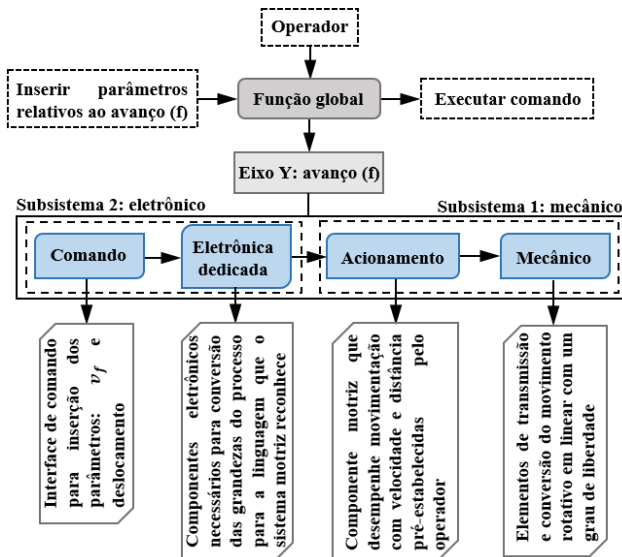


Figura 20 – Sistema de avanço eletromecânico – função global decomposta em subsistemas e respectivas funções.

A seguir são descritos os componentes e suas respectivas funcionalidades para o sistema de avanço eletromecânico para cada subsistema.

### 3.2.1 Subsistema mecânico

A reconfiguração do sistema de avanço, no que diz respeito ao “Subsistema 1: mecânico”, conta com guias verticais aerostáticas que restringem o movimento do carro porta-amostra a 1 grau de liberdade (*GL*) ao longo do eixo *Y* para movimentação linear. A opção escolhida para o acionamento longitudinal foi por fuso de esferas recirculantes, montado de forma paralela entre os eixos das guias longitudinais. Com a restrição do movimento longitudinal, se fez necessário promover a rotação deste para o movimento do carro porta-amostra ao longo das guias. Isto requereu a conversão do movimento rotativo em movimento linear, sendo utilizada uma castanha junto ao fuso de esferas recirculantes.

O fuso com castanha de esferas recirculantes foi apoiado em rolamentos axiais nas extremidades inferior e superior do componente de forma a permitir apenas a rotação do fuso. Para transmitir o movimento linear para o carro porta-amostra, a castanha foi fixada na estrutura do carro porta-amostra após a montagem do fuso nos mancais de rolamento, garantindo concentricidade entre o eixo do fuso e o eixo da castanha. Para

garantir a absorção de desalinhamento axiais e angulares entre o sistema motriz (motor) e o fuso, foi empregado um acoplamento de fole. O conjunto sistema motriz e fuso apresenta relação de transmissão ( $t$ ) 1:1.

Para finalizar os elementos mecânicos, fabricou-se uma peça para servir de interface e fixação do componente motriz na estrutura do sistema de avanço. Para o acionamento do fuso escolheu-se um motor de passo unipolar com incremento angular com resolução de  $1,8^\circ$  modelo 34PM-C041, 6 fios, alimentação de 2,6V e 3,1A e torque estático de  $11\text{ kgf.cm}$ .

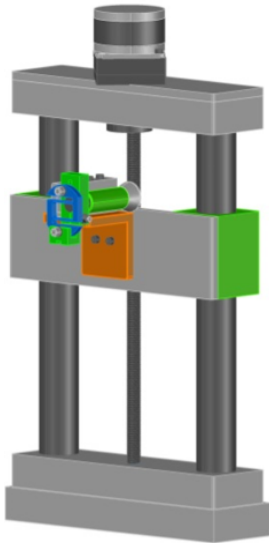
Os componentes utilizados no “Subsistema 1: mecânico” são apresentados no Quadro 3.

Quadro 3 – Componentes mecânicos.

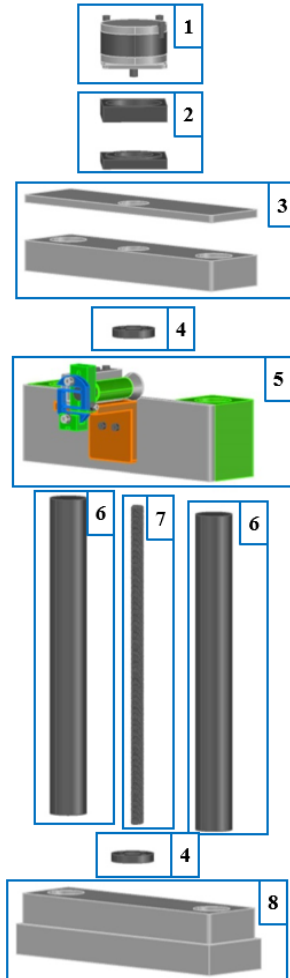
<b>SUBSISTEMA 1: MECÂNICO</b>	<b>MECÂNICO</b>	<b>Fuso de esferas recirculantes</b>	<b>Rolamento axial</b>
			
		<b>Acoplamento de fole</b>	<b>Interface motor de passo/estrutura</b>
			
	<b>ACIONAMENTO</b>	<b>Estrutura mecânica do sistema de avanço anterior (eixo Y)</b>	
<b>Motor de passo</b>			
			

Após a determinação dos componentes mecânicos a serem utilizados, possibilitou-se elaborar um modelo tridimensional em CAD do novo sistema de avanço eletromecânico implementado na bancada de ensaio. De forma a facilitar a visualização desses elementos no conjunto, a vista explodida do sistema é mostrada com a alocação de cada componente elencado no Quadro 3, conforme mostrado pelas Figuras 21.

### SISTEMA DE AVANÇO ELETROMEACÂNICO



### VISTA EXPLODIDA



#### LEGENDA:

1. Motor de passo unipolar 34PM-C041;
2. Interface motor de passo-estrutura mecânica;
3. Placas superiores;
4. Rolamento axial;
5. Conjunto carro porta-amostra;
6. Eixos;
7. Fuso;
8. Placas inferiores.

Figura 21 – Modelo CAD do sistema de avanço eletromecânico: conjunto mecânico e vista explodida.

### 3.2.2 Subsistema eletrônico




Para o “Subsistema 2: eletrônico” optou-se por usar o arduino UNO. Esta plataforma de prototipagem é de fonte aberta e possibilita a interação entre um microcomputador com dispositivos externos, na qual

há necessidade de transformar sinais digitais de entrada em sinais analógicos de saída. A alimentação requerida é de 5V e pode ser efetuada por fonte externa ou pela porta USB. A programação é feita pelo ambiente de desenvolvimento IDE (*Integrated Development Environment*) em linguagem C/C++ e possibilita integração com outros *softwares*.

Para interação entre o arduino e o motor de passo, utilizou-se um *driver* modelo SMC-U-PRO-V4.1 amplamente empregado em equipamentos de movimentação (ex.: CNC) para controle de motor de passo e servomotor. Este permite divisão do incremento angular em até 1/16 por um *switch* no próprio *hardware*. A alimentação pode ser feita entre 12 a 24V e 4A e permite interação com o microcontrolador arduino.

Para a comunicação entre os componentes eletrônicos são empregados *jumpers*. A alimentação é de uso geral do sistema eletrônico por meio de uma fonte chaveada com saída de 12V e 5A, salvo o arduino que tem a alimentação oriunda da porta USB do microcomputador. O sistema de comando e a interface foram desenvolvidos no *software* LabVIEW® e são detalhados na secção 3.3. O Quadro 4 mostra os elementos que compõem o “Subsistema 2: eletrônico”.

Quadro 4 – Componentes eletrônicos.

<b>SUBSISTEMA 2: ELETRÔNICO</b>	<b>ELETRÔNICA DEDICADA</b>	<b>Arduino Uno</b>	<b>Driver</b>
			
		<b>Jumpers</b>	<b>Fonte chaveada</b>
			
		<b>Relé</b>	<b>Fim de curso</b>
			
	<b>COMANDO</b>	<b>LabVIEW®</b>	
			

Para o “Subsistema 2: eletrônico”, o esquema de ligação apresentado na Figura 22 foi usado para integrar os dispositivos eletrônicos. Este

conjunto eletrônico é composto pelo *hardware* responsável pelo gerenciamento e comando do sistema motriz, sendo este disposto em um gabinete elétrico. Além dos componentes eletrônicos apresentados, o esquema conta também com o acionamento (motor de passo) e o microcomputador. Ressalta-se que o sistema empregado é de malha aberta.

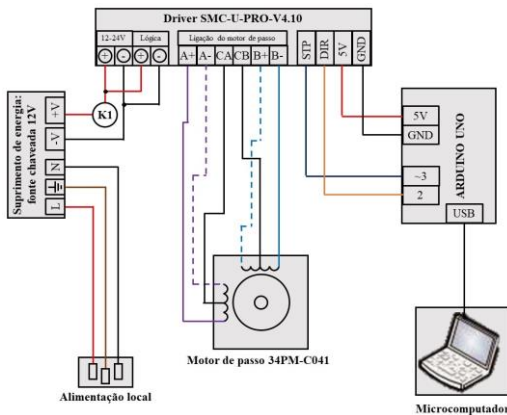


Figura 22 – Esquema de ligação do sistema eletrônico.

Em virtude da estrutura mecânica do sistema de avanço oferecer limites físicos para a trajetória do carro porta-amostra, implementou-se um dispositivo limitador para comunicar-se com o sistema eletrônico e proporcionar condições favoráveis ao deslocamento do carro porta-amostra, prevenir danos à estrutura mecânica e eliminar situações indesejadas durante a execução dos ensaios.

Este limitador caracteriza-se na forma de um circuito de intertravamento que objetiva interromper subitamente a trajetória e indicar o fim de curso de movimentação por meio de um sensor que informa a eletrônica do sistema a parada mecânica de deslocamento em função da área útil de trabalho limitada. Para executar esta função, utilizou-se um par de chave de fim de curso mecânico alocados nas extremidades superior e inferior da estrutura mecânica.

Este dispositivo baseia-se na interrupção de alimentação dos dispositivos eletrônicos, conforme Figura 23. O sistema inicia com alimentação de 12V que energiza as chaves de fim de curso do eixo Y e, conseqüentemente, o driver do motor de passo. As chaves permanecem no estado normalmente fechado (NF) permitindo o fluxo de potência para a bobina do relé K1.



Quando o carro porta-amostra estiver em trajetória que apresente perigo à estrutura mecânica, ou seja, próximo ao fim de curso, este acionará o comutador mecânico que mudará o estado NF para normalmente aberto (NA), efetuando o corte imediato de potência para a eletrônica resultando na parada súbita de movimentação do eixo. É possível retirar este corte de potência (ou 0V) por meio de um botão para liberá-lo através da alimentação do sistema eletrônico permitindo configurar no *software* de interface de comando o sentido de deslocamento para retirar o carro porta-amostra do fim de curso.

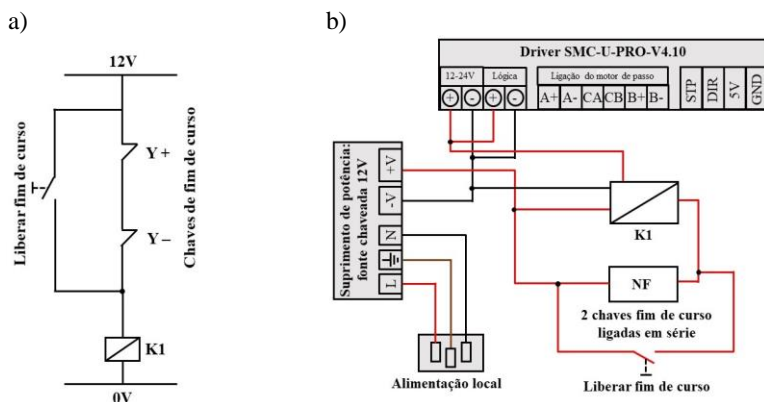


Figura 23 – Esquema do sistema de intertravamento: a) circuito de intertravamento; b) esquema de ligação.

### 3.3 Projeto Preliminar

A etapa de Projeto Preliminar consistiu na implementação do sistema de avanço. Apesar da utilização parcial da estrutura do antigo sistema, houve necessidade de alteração da disposição de alguns elementos. De modo geral, esta estrutura mecânica mostrou-se eficiente para atender às condições impostas durante o projeto informacional.

Concomitante, foi integrado ao projeto um sistema eletrônico, alocando-o em um gabinete elétrico. Como elemento externo, há somente um microcomputador para suporte do *software*, execução da lógica do programa contida no *LabVIEW®* e envio informações digitais para o arduino pela porta USB. Para intermediar o fluxo de informações entre o arduino e *LabVIEW®* e, conseqüentemente, controlar o motor de passo utilizou-se a biblioteca disponível nos pacotes de gerenciamento do *sof-*

ware intitulada de LIFA (*LabVIEW Interface for Arduino*), que é um código em linguagem C/C++ executado diretamente no IDE e que permite a interação entre os softwares. Subsequentemente, foi elaborada uma interface de comando do sistema de avanço eletromecânico, conforme ilustrado na Figura 24.

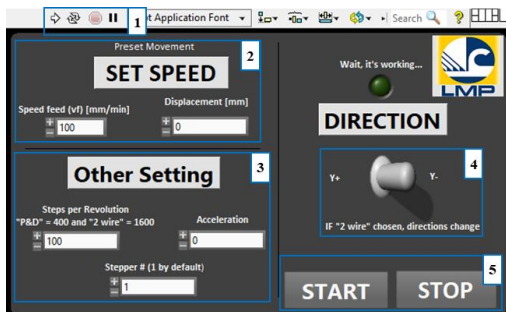


Figura 24 – Interface de comando do sistema de avanço eletromecânico.

Esta interface de comando conta com cinco campos principais, conforme descrição a seguir:

- Campo 1: barra de ferramentas composta pelos comandos de execução, parada e pausa do algoritmo contido no diagrama de blocos.
- Campo 2: comandos relativos ao movimento de avanço configurado pelo operador. Nele especifica-se a velocidade de avanço ( $v_f$ ) possibilitando um mínimo de 0,08 mm/min ( $\approx 1$  passo/s). No mesmo campo informa-se a distância ( $mm$ ) da trajetória do carro porta-amostra. Este último valor depende da altura ( $h$ ) que se pretende usar e é estabelecida pelo operador, uma vez que o sistema não conta com “zero-máquina” ou “zero-peça”. Além disto, deve ser considerada a deflexão do fio diamantado.
- Campo 3: contém as configurações intrínsecas do motor de passo. Para a quantidade de passos por rotação, recomenda-se utilizar 1600 passos (resolução de 0,225°), pois o movimento torna-se mais “suave”. A opção de aceleração define o tempo necessário para atingir a velocidade estabelecida, neste caso 1000ms. A última é a quantidade de passos por vez, sendo definido 1/1.
- Campo 4: define-se o sentido de avanço ( $f$ ), sendo  $Y +$  ou  $Y -$ .
- Campo 5: encontram-se as opções de execução e parada do comando do sistema de avanço que atua dentro da lógica do programa.

Com o intuito de sistematizar a correlação entre os subsistemas 1 e 2 para execução da função global do sistema de avanço eletromecânico, elaborou-se um esquema de interação. Desta forma, todos os subsistemas e elementos estão presentes juntamente com o sentido da trajetória do fluxo de informações de comando e potência de alimentação, conforme ilustrado na Figura 25.

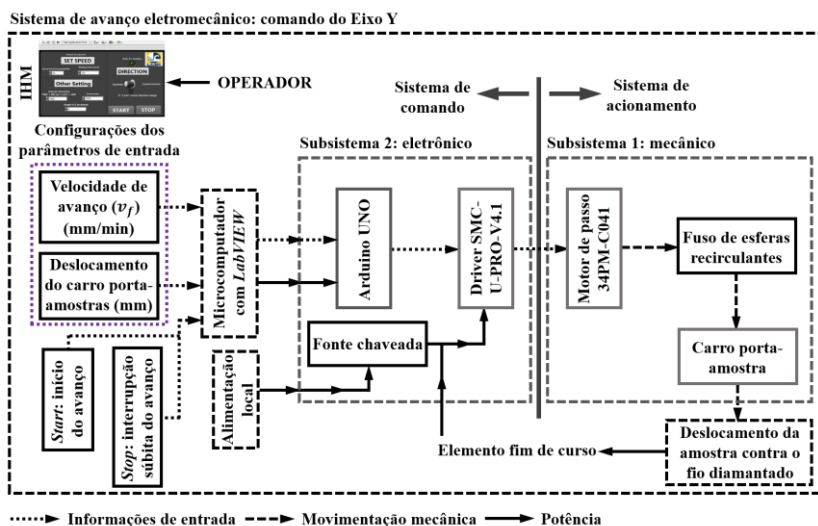


Figura 25 – Esquema do sistema de avanço eletromecânico (Eixo Y).

Na Figura 25 é possível visualizar, sistematicamente, a comunicação e fluxo de informações entre todos os elementos do sistema de avanço eletromecânico. A distribuição de informações é iniciada com a configuração dos parâmetros variáveis de entrada por meio da interface presente no microcomputador. Estas informações são distribuídas em: velocidade de avanço ( $v_f$ ), deslocamento do carro porta-amostra ( $mm$ ), início do movimento de avanço ( $f$ ) e interrupção súbita.

Estas informações são reconhecidas pela lógica do sistema que se encontra no diagrama de blocos do *LabVIEW®* (Apêndice A) que as separa em sinais de pulso (*STEP*) e direção (*DIR*). Estes sinais são enviados para o arduino que os recebe na forma de sinais digitais e converte-os para sinais analógicos, que é a forma reconhecida pelo motor de passo.

Em seguida, o arduino envia os sinais analógicos para o driver de controle do motor de passo (SMC-U-PRO-V4.1) que os traduz para pulsos e controla a sequência em que as bobinas do rotor do motor de passo

são acionadas e o sentido que a corrente ( $A$ ) deve possuir (princípio da ponte H). Além destas informações, o driver é alimentado pela fonte chaveada com 12V e 5A e é responsável por disponibilizar potência para o motor de passo, somado as informações de pulsos e direção para efetuar o movimento rotativo do fuso. O movimento rotativo é convertido em movimento linear, proporcionando deslocamento do carro porta-amostra e, conseqüentemente, permitindo a execução do processo. Caso o carro porta-amostra atinja fim de curso, o comutador mecânico é acionado e o movimento é interrompido imediatamente por meio do corte de potência.

### 3.4 Apresentação do sistema de avanço eletromecânico

O sistema de avanço eletromecânico com sua concepção definitiva é apresentado pela Figura 26. Todos os elementos estão dispostos sobre a base de mármore. O único elemento “não fixo” é o microcomputador, uma vez que a interface de comando no *LabVIEW*® é disponibilizada para os demais componentes da linha de pesquisa e/ou operadores da bancada de ensaio de corte com fio diamantado contínuo.

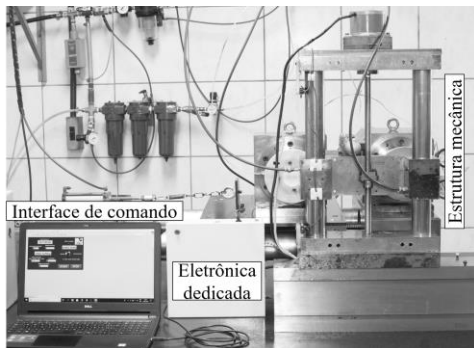


Figura 26 – Sistema de avanço implementado.

Esta reconfiguração do sistema de avanço permitiu estabelecer a  $v_f$  tornando este parâmetro uma variável de entrada e controlada do processo. Uma vez concluído a nova concepção do sistema de avanço foi possível iniciar a investigação experimental para avaliar a influência dos parâmetros de  $v_f$ ,  $v_c$  e  $T_{fio}$  sobre a força de avanço ( $F_f$ ) e integridade da superfície do silício monocristalino, conforme previsto no escopo desta pesquisa. Nos capítulos 4 e 5 é detalhada a etapa de investigação experimental do processo.

## 4 EQUIPAMENTOS, MATERIAIS E MÉTODOS

No presente capítulo são descritos os principais equipamentos, materiais e métodos empregados durante a execução da etapa experimental do corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo.

### 4.1 Máquina-ferramenta

A etapa experimental foi executada nas dependências do Laboratório de Mecânica de Precisão (LMP) – UFSC. A máquina-ferramenta utilizada nos ensaios foi uma bancada de ensaio de corte com fio diamantado contínuo reconfigurada por Knoblauch [62] a partir de um sistema de ultraprecisão desenvolvido por Stoeterau [77], ilustrada na Figura 27. Esta bancada possui eixos de movimentação baseados na tecnologia de mancais aerostáticos os quais garantem elevada rigidez e precisão de deslocamento. A potência máxima de acionamento é de aproximadamente  $370W$  e possibilita configurar a  $v_c$  de 7 até  $26m/s$  e a  $v_f$  com o mínimo de  $0,08mm/min$ .

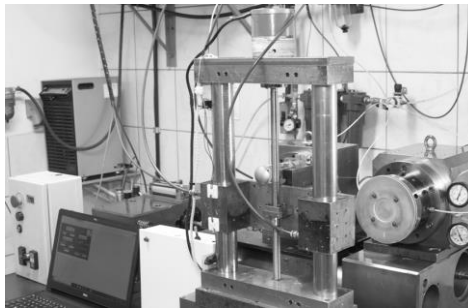


Figura 27 – Bancada de ensaio de corte com fio diamantado contínuo.

O eixo árvore, bem como o eixo auxiliar são denominados de eixos  $A$  e  $A'$ , respectivamente. Estes são rolamentos aerostáticos com um par de polias de Teflon alinhadas e que permitem que o fio diamantado seja envolto em seus canais. O movimento de corte contínuo é provido por um sistema motriz fixo no eixo  $A$  baseado em um motor elétrico trifásico com velocidade de rotação configurada em um inversor de frequência com  $f_{m\acute{a}x} = 60Hz$ , limitando a  $v_c$  em  $26m/s$ .

Já o eixo  $X$  consiste de uma mesa móvel disposta sobre luvas aerostáticas onde o eixo auxiliar  $A'$  encontra-se fixo, que em conjunto deslizam sobre guias horizontais. Neste eixo é estabelecida a distância entre os centros das polias. Agregado a este, há um pistão pneumático com pressão de ar controlada por uma válvula reguladora (entre 0 a 10bar) e uma mola calibrada que são responsáveis por estabelecer tensão ( $N$ ) constante do fio diamantado.

O deslocamento do corpo de prova é executado pelo eixo  $Y$ , o qual é baseado em um sistema eletromecânico que consiste em um carro porta-amostra com luvas aerostáticas que realizam movimento sobre guias verticais com curso máximo de 400mm tendo como sistema motriz um motor de passo. Este eixo é responsável pelo movimento de avanço ( $f$ ) da amostra contra o fio diamantado com a  $v_f$  do carro porta-amostra configurada pelo operador por meio da interface de comando, conforme apresentado na secção 3.3.

Por fim, a variação da espessura da amostra a ser usinada é efetuada no eixo  $Z$ , que consiste em um micrômetro com curso máximo de 65mm fixo no carro porta-amostra e disposto na direção horizontal.

## 4.2 Ferramenta de corte

Como ferramenta de corte foi utilizado um fio diamantado industrial com diâmetro externo nominal de  $\varnothing_{ext} = 350\mu m$ , fornecido pela *Saint-Gobain Abrasives Brasil*. Este contém grãos de diamante com granulometria da ordem de  $45\mu m$ , eletrodepositados aleatoriamente sobre a superfície da alma de um fio de aço usando níquel ( $Ni$ ) como metal de recobrimento. A Figura 28 mostra a superfície do fio diamantado eletrodepositado e a secção transversal do mesmo, respectivamente.

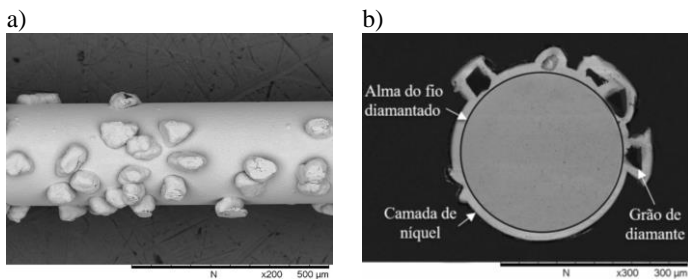


Figura 28 – Fio diamantado: a) superfície; e b) secção transversal.

Para a realização de múltiplos cortes de um lingote de silício monocristalino na indústria, emprega-se uma máquina-ferramenta de *waferring* com corte recíprocante utilizando aproximadamente  $5\text{km}$  de fio diamantado. No entanto, a bancada de ensaio utilizada neste trabalho é capaz de realizar cortes com um segmento de fio diamantado de apenas  $1\text{m}$ , executando o movimento de corte contínuo, similar a uma serra-fita. Porém, para que o fio diamantado da indústria possa ser utilizado na bancada, este precisa ser soldado em *loop*.

Para tanto, as extremidades dos fios diamantados foram unidas utilizando um equipamento de soldagem de topo por resistência desenvolvida por Knoblauch *et al.* [70] e o respectivo método de preparação indicado pelos autores, permitindo assim envolvê-lo nos canais das polias e executar movimento de corte com a  $v_c$  constante.

### 4.3 Material ensaiado

Para conduzir a etapa experimental, dispunham-se de corpos de prova de silício monocristalino com dimensões de  $7\text{mm} \times 50\text{mm} \times 7\text{mm}$  e  $50\text{mm} \times 50\text{mm} \times 7\text{mm}$ , ambos fornecidos pela Universidade Técnica de Zurique (ETH) que atua em parceria com o LMP em um projeto que objetiva investigar o processo de corte de silício monocristalino utilizando fio diamantado.

Em virtude de os ensaios objetivarem extrair diferentes variáveis de saída e a limitada quantidade de corpos de prova disponíveis, foram usados os dois tipos de corpos de prova. Porém, para as diferentes finalidades propostas nesta pesquisa, dimensões específicas foram usadas.

Os corpos de prova de  $7\text{mm} \times 50\text{mm} \times 7\text{mm}$  foram redimensionados para  $7\text{mm} \times 25\text{mm} \times 7\text{mm}$ . Em seguida, o segundo conjunto de corpos de prova foram preparados para obter as seguintes especificações dimensionais:  $25\text{mm} \times 50\text{mm} \times 7\text{mm}$ . Ambas preparações foram executadas na própria bancada de ensaio.

No que diz respeito à fixação, os corpos de prova foram dispostos de forma que a face referente à orientação cristalográfica (100), de acordo com o índice de Miller, fosse exposta para remoção de material. Este plano foi escolhido visto sua ampla utilização para a produção de células solares. Em função da disposição da amostra e exposição da face referente à orientação cristalográfica (100), a saída do fio diamantado contínuo foi estabelecida para a face do plano correspondente ao índice de (010).

A Figura 29 apresenta o corpo de prova de silício monocristalino com ênfase nas dimensões, sentidos dos movimentos de avanço e corte

relativos ao processo, bem como as orientações cristalográficas estabelecidas.

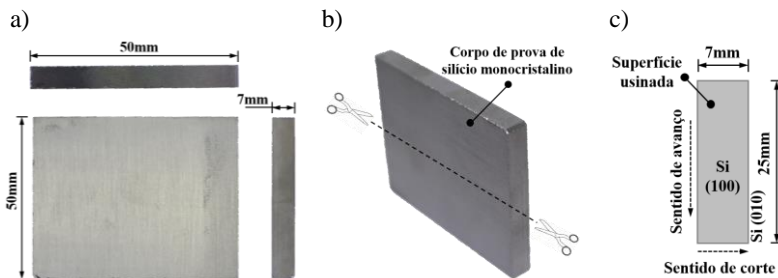


Figura 29 – Corpo de prova de silício monocristalino: a) dimensões iniciais do corpo de prova; b) local de redimensionamento; c) orientações cristalográficas como referência para o corte.

#### 4.4 Sistema de monitoramento da força de avanço ( $F_f$ )

Para análise dos fenômenos reais referente ao esforço na direção de avanço durante o processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo foi empregado um sistema de monitoramento baseado em uma célula de carga extensométrica projetada e fabricada por Bühlmann [78]. Esta permite mensurar cargas na faixa de  $0,1N$  a  $70N$  com precisão de 1% e sensibilidade de  $0,05N$  na direção uniaxial (tração ou compressão) com valores nominais de  $5V$  e  $1,5A$  de alimentação agregada à plataforma de aquisição de dados e um microcomputador.

A estrutura mecânica da célula de carga é de alumínio e o esforço é reconhecido na direção uniaxial. O circuito elétrico é do tipo ponte de *Wheatstone* baseado em extensômetros resistivos. O mesmo é agregado a um circuito integrado (*CI*), responsável por amplificar o sinal de tensão ( $V$ ) em 180 vezes. A saída do *CI* é conectada na plataforma de aquisição de dados (*DAQ*) modelo NI USB-6218, fabricante *National Instrument*, pelos canais 15 e 16. O *DAQ* recebe o sinal analógico e converte-o em sinal digital. Foi elaborada uma interface de monitoramento desenvolvida no software *LabVIEW®* para adquirir e gravar os dados experimentais e, subsequente, tratá-los no microcomputador.



#### 4.4.1 Aquisição e processamento digital de sinal

Para o monitoramento do sinal durante os experimentos foi utilizado o *DAQ* associado a uma interface de aquisição de sinal desenvolvida no *LabVIEW®* para esta pesquisa, ilustrada pela Figura 30a.

Antecedendo os ensaios, foram realizados testes para caracterizar o sistema de medição e determinar a frequência de amostragem ( $f_s$ ) a ser empregada durante o monitoramento do processo de corte. Para tanto, foi usado um osciloscópio da marca Agilent, modelo DSO1072B e série 1000B, para determinar a frequência máxima  $f_{m\acute{a}x}$  (Hz) que a célula de carga em conjunto com o amplificador dispunham. Como resultado obteve-se o valor da  $f_{m\acute{a}x} = 120\text{Hz}$ . Findada esta etapa, foi estabelecida a  $f_s$  para aquisição do sinal de tensão ( $V$ ) de  $f_s = 1\text{kHz}$  com 1000 amostras para leitura, conforme teorema de *Nyquist*, a fim de evitar o fenômeno de *aliasing*.

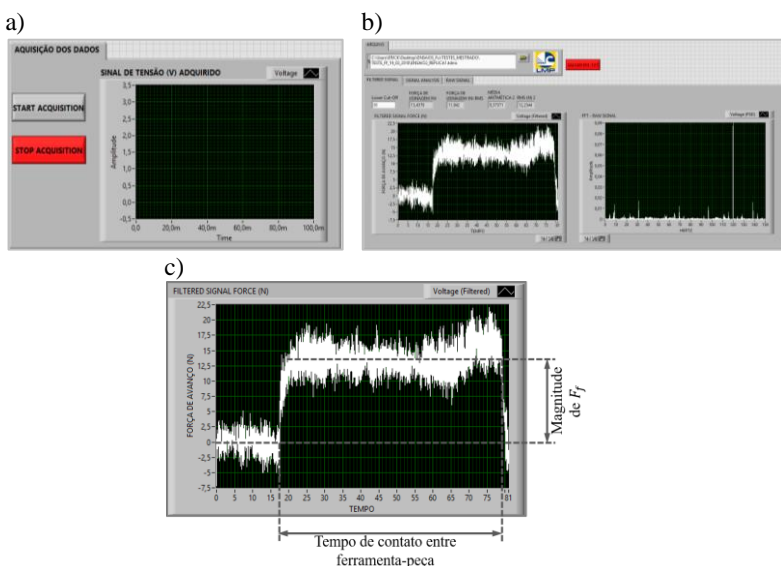


Figura 30 – Interface de monitoramento: a) aquisição de sinal; b) processamento digital de sinal; c) determinação de  $F_f$ .

Após dispor do sinal de tensão ( $V$ ) adquirido nos ensaios, foi elaborado um segundo algoritmo no *LabVIEW®* para manipular os dados, conforme Figura 30b. No geral, este algoritmo é responsável por converter o sinal de tensão ( $V$ ) em esforço  $F_f$  (N).

Sistematicamente, nesta interface de processamento de sinal é apresentado o conjunto de dados adquiridos contido na aba “RAW SIGNAL”. Na aba “SIGNAL ANALYSIS” são mostrados os intervalos do sinal de  $F_f$  de interesse. Por último tem-se a aba principal denominada de “FILTERED SIGNAL” que apresenta o sinal processado e a FFT (*Fast Fourier Transform*) para cada conjunto de dados, onde pode-se visualizar os picos de frequências que dominam o processo. Também é configurada a frequência de corte ( $f_{cut-off}$ ) por meio de um filtro passa-baixa. De acordo com as análises no domínio da frequência, foi implementado um *cut-off* de  $f_{cut-off} = 30\text{Hz}$ .

Nesta mesma aba é plotado o gráfico referente à  $F_f$  ( $N$ ) sob domínio do tempo e exposição das médias estatísticas após aplicação do filtro passa-baixa, sendo: média aritmética ( $\bar{X}$ ) e média quadrática (RMS). Estas médias representam a diferença entre as regiões de interesse referente ao esforço que se estabelece entre o início do contato ferramenta-peça até estabilização da maior magnitude de esforço, conforme a Figura 30c.

#### 4.5 Integridade da superfície

Para avaliar a integridade da superfície das amostras de silício monocristalino cortados com fio diamantado contínuo, foram empregadas diferentes técnicas de análise que são ramificadas em quatro etapas, conforme a sequência mostrada na Figura 31.

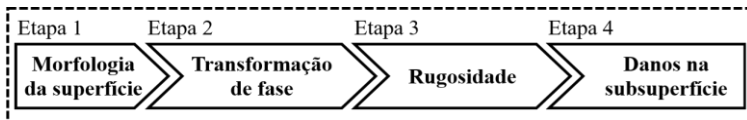


Figura 31 – Sequência de caracterização da integridade da superfície.

Em função da disponibilidade dos equipamentos foram utilizadas as dependências dos seguintes laboratórios: Laboratório de Mecânica de Precisão (LMP); Laboratório de Materiais (LABMAT); Laboratório de Caracterização de Materiais (LCM); e do Núcleo de Pesquisa em Materiais Cerâmicos (CERMAT), todos alocados na UFSC.

Devido às diferentes abordagens utilizadas para caracterização da integridade da superfície, os equipamentos e os respectivos procedimentos experimentais são descritos separadamente a seguir.

#### 4.5.1 Morfologia da superfície

Esta primeira etapa buscou qualificar a superfície do silício monocristalino por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). O objetivo principal desta análise consistiu em obter informações referentes à progressão das características morfológicas da superfície sob variação dos parâmetros de entrada do processo, bem como os diferentes mecanismos de remoção de material e os danos presentes na superfície.

Para tanto, utilizou-se um equipamento da marca HITACHI, modelo TM-3030, disponível no CERMAT. As imagens da superfície foram adquiridas com ampliação de 1500x com 15kV de tensão de aceleração. Todas as amostras submetidas as diferentes condições de usinagem foram analisadas por esta técnica.

#### 4.5.2 Transformação de fase

Esta etapa visou adicionar informações às características que compõem a morfologia da superfície do silício monocristalino buscando correlacionar os mecanismos de remoção de material com as diferentes fases do silício monocristalino utilizando a técnica de espectroscopia Raman.

Para a realização desta análise foi empregado um equipamento produzido pela empresa Renishaw, modelo 2000, com laser de argônio de comprimento de onda de 514,5nm. O ponto focal do laser foi incidido sobre a superfície da amostra com o auxílio de um microscópio óptico da marca *Leica* com lente óptica de aumento de 500x. A configuração de aquisição dos espectros foi efetuada no *software Wire3.4*®. O equipamento encontra-se disponível no LABMAT.

Os parâmetros de aquisição consistiram de uma acumulação dos espectros com tempo de 10s com três repetições em uma região de 100 a 800 $cm^{-1}$ . Para cada amostra o laser foi incidido em 5 regiões diferentes. Para avaliar as fases presentes na superfície das amostras, os espectros foram processados com auxílio dos *softwares Wire3.4*® e *OriginPro 8.5*®. A região de interesse foi limitada no intervalo entre 200 a 700 $cm^{-1}$ .

No que diz respeito à superfície, o laser foi incidido sobre as regiões que, visualmente, sofreram remoção frágil ou dúctil. A priori, analisaram-se as crateras com o intuito de confirmar a presença de remoção frágil na superfície. Em seguida, as diferentes condições de corte expuseram ranhuras com característica de remoção dúctil. A progressão destas ranhuras foi avaliada por meio da análise das fases que correspondem ao regime de remoção de material dúctil.

#### 4.5.3 Medição da rugosidade

A caracterização quantitativa da topografia da superfície foi efetuada com o auxílio da técnica de interferometria óptica de luz branca por um interferômetro da marca *Zygo*, modelo *Newview 7300*, com resolução lateral de  $0,28\mu\text{m}/\text{ponto}$  e resolução vertical de  $0,1\text{nm}$ , alocado no LABMAT. A avaliação consistiu na mensuração da topografia da superfície do silício monocristalino para extração da rugosidade resultante do emprego de diferentes condições de corte com fio diamantado contínuo.

O *software MetroPro* foi usado para adquirir as imagens tridimensionais da superfície. Efetuaram-se três medições em regiões distintas da mesma amostra, contendo área de  $1\text{mm}^2$  para obter a média aritmética.

Para análise dos dados, foi utilizado o *software MountainsMap Universal 7.1*. Com intuito de quantificar somente a rugosidade, as demais perturbações presentes na superfície, como forma e ondulação, foram subtraídas, de acordo com a norma ISO 16610-61, conforme o procedimento descrito abaixo.

1. Preenchimento dos pontos faltantes atribuindo valor médio com base nos pontos vizinhos.
2. Remoção da forma usando um polinômio de grau 1 considerando a amostra como superfície plana.
3. Isolamento da rugosidade por meio da remoção da ondulação da superfície através de um filtro gaussiano com *cut-off* de  $0,8\text{mm}$ .

Foi extraído o parâmetro de rugosidade  $S_a$ , conforme norma ISO 25178-2, para avaliar a influência da variação dos parâmetros  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  sobre a rugosidade do silício monocristalino gerada. Os valores de  $S_a$  representam a média aritmética da medição de três amostras sob as mesmas condições de usinagem, com respectivo desvio padrão.

#### 4.5.4 Danos na subsuperfície

Por fim, em virtude das análises anteriormente executadas não representarem os danos totais introduzidos pelo processo de corte com fio diamantado contínuo sobre a integridade da superfície do silício monocristalino, a etapa remanescente consistiu em efetuar uma caracterização destrutiva das amostras para revelar os danos presentes na subsuperfície na forma de microtrincas. Para tal finalidade foi empregado o método de embutimento angulado proposto por Tönshoff *et al.* [79], baseando-se na norma ASTM F 950-02 [80]. O procedimento é ilustrado na Figura 32.

O preparo metalográfico consistiu de um embutimento a frio utilizando resina acrílica + líquido auto polimerizante (catalisador). O molde usado foi um tubo PVC de diâmetro de  $\varnothing = 1\text{pol} (25,4\text{mm})$ . A amostra foi disposta na parte inferior do molde juntamente com um suporte de mesmo material para providenciar angulação ( $\alpha$ ) com intuito de expor a subsuperfície, conforme Figura 32b.

Após a cura da resina acrílica ( $\approx 24\text{h}$ ), a mesma foi lixada com lixas de 220, 400, 600, 1200, 1500 e 2000 *mesh*, seguindo rigidamente esta sequência. Ressalta-se que para a mudança de lixas, o sentido de lixamento foi rotacionado a  $90^\circ$ . Por fim, foi utilizada uma pasta abrasiva de diamante com granulometria de  $0,25\mu\text{m}$  com pano de polimento de pelos médios (poliuretano) para retirada dos danos introduzidos pelo lixamento.

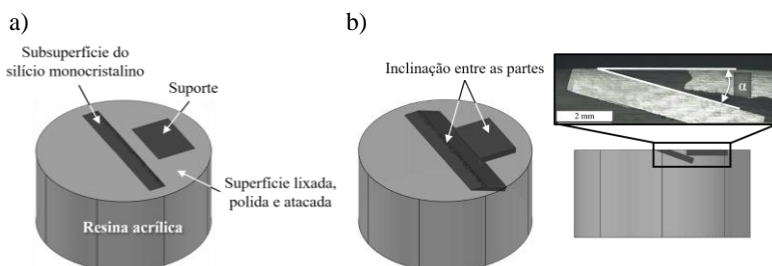


Figura 32 – Procedimento do embutimento angulado a frio: a) disposição geral da amostra; b) promoção da inclinação.

Findada esta etapa, a face preparada das amostras foi submetida a um ataque químico para exposição das discordâncias presentes na subsuperfície que se apresentam na forma de microtrincas. Para tanto foi utilizada uma solução composta por ácido hidrofúorídrico (HF), ácido crômico ( $\text{CrO}_3$ ) e água destilada, conhecida como *Sirtl Etchant*. O ataque foi efetuado com tempo de  $\approx 10\text{s}$ .

Após finalizar a preparação metalográfica foi utilizada a técnica de MEV para obter as micrografias das amostras, conforme Figura 33a. As micrografias foram obtidas com ampliação de 600x. Todas as amostras foram submetidas a esta análise, sendo adquiridas 6 imagens por amostra.

Em seguida, a profundidade média das microtrincas ( $PM_{\text{média}}$ ) foi mensurada a partir das micrografias obtidas por MEV. Para tanto, foi efetuada uma preparação complementar da amostra para obter o ângulo ( $\alpha$ ) de inclinação, na qual a mesma foi lixada na lateral até expor as duas partes (amostra e suporte), possibilitando determinar o ângulo de inclinação  $\alpha$ , conforme já ilustrado pela Figura 33b.

A partir das micrografias, foi determinado o comprimento médio das microtrincas ( $c$ ). Esta etapa foi executada conforme a sequência ilustrada na Figura 33b. No passo 1, a região da subsuperfície afetada pelas microtrincas foi extraída das micrografias. Em seguida (Passo 2), a imagem em formato RGB foi convertida para uma imagem de 8 bits a fim de limitar os valores de cores, permanecendo em variantes compostas pelas cores preta e branca. No passo 3, foi mensurado o comprimento das microtrincas unitariamente. Por fim, no passo 4 o comprimento médio foi determinado a partir da média aritmética dos valores obtidos.

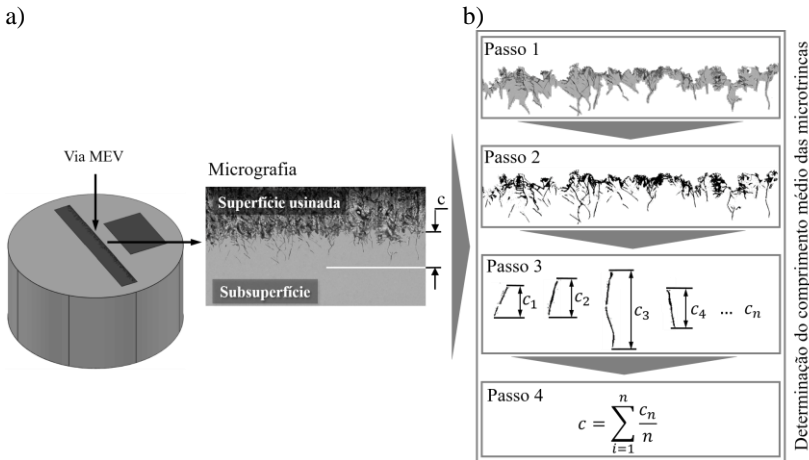


Figura 33 – Procedimento para observar e determinar a profundidade média das microtrincas da subsuperfície do silício monocristalino.

Em função dos valores de  $\alpha$  ( $^\circ$ ) e  $c$  ( $\mu\text{m}$ ), seguindo recomendação da norma ASTM F 950-02 [80], calculou-se a profundidade média das microtrincas ( $PM_{m\acute{e}dia}$ ), conforme a Equação 4.1.

$$PM_{m\acute{e}dia} = (c * \text{sen}(\alpha)) (\mu\text{m}) \quad (4.1)$$

No capítulo 5 é detalhado o procedimento metodológico e planejamento experimental empregada na pesquisa.

## 5 METODOLOGIA E PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Neste capítulo é apresentada a abordagem metodológica e o planejamento experimental, bem como as técnicas estatísticas adotadas para esta pesquisa.

### 5.1 Metodologia experimental

Com o intuito de investigar o processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo, os parâmetros de entrada  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  foram empregados com diferentes magnitudes a fim de caracterizar a influência destes sobre o resultado de trabalho. Para tanto, foi estabelecido um procedimento experimental que se ramifica em duas macroetapas complementares, sendo: 1 – Ensaio de força de avanço; 2 – Ensaio para avaliar a integridade da superfície, conforme mostrado na Figura 34.

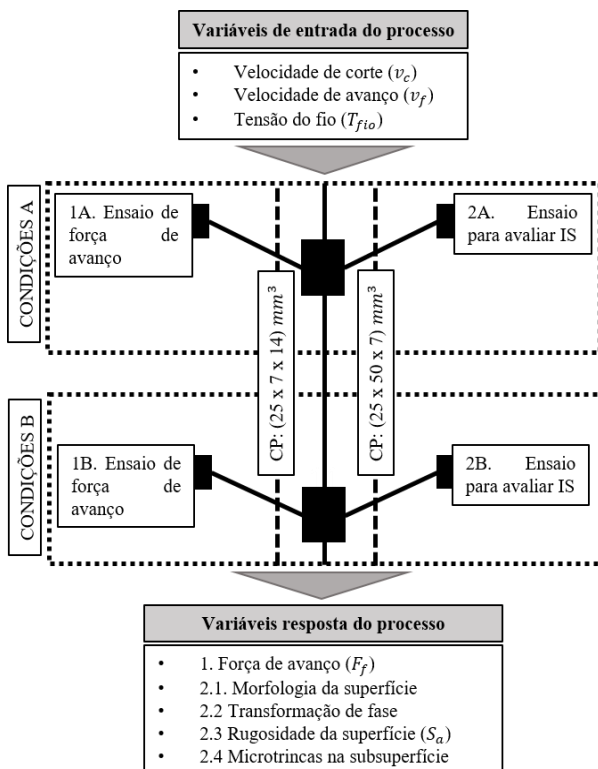


Figura 34 – Fluxograma da metodologia experimental.

A macroetapa “1 – Ensaio de força de avanço” foi efetuada visando caracterizar a magnitude da  $F_f$  de cada condição de corte. Já a macroetapa “2 – Ensaio para avaliar  $IS$ ” foi efetuada para analisar a progressão da morfologia e transformação de fase da superfície, rugosidade e microtrincas na subsuperfície para as diferentes condições de corte. Para cada macroetapa foram utilizadas técnicas e análises diferentes, conforme descritas a seguir.

### 5.1.1 Determinação das condições de usinagem

O processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo possibilita uma gama de investigações em virtude da possibilidade de variação dos parâmetros de entrada. Para esta pesquisa, a priori, buscou-se avaliar o processo em intervalos de magnitudes utilizados na indústria, conforme Tabela 5 apresentada na secção 2.4.2.

Desta forma, foram predefinidos os parâmetros  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  como variáveis a serem investigadas. As magnitudes destas variáveis a serem investigadas consistem naquelas que industrialmente são empregadas, que estão na ordem de  $v_f \leq 1 \text{ mm/min}$ ,  $v_c$  entre 10 e 20m/s e  $T_{fio}$  de 10 até 30N.

Todavia, durante a etapa teste, apesar do sistema eletromecânico possibilitar tal magnitude, percebeu-se que a célula de carga utilizada no sistema de monitoramento não apresentava sensibilidade e repetibilidade suficiente para detectar variações de esforço na direção de avanço ( $f$ ) quando a  $v_f \leq 10 \text{ mm/min}$  com corpo de prova de dimensões  $7\text{mm} \times 25\text{mm} \times 7\text{mm}$ . Por conseguinte, impossibilitando analisar a influência da  $v_f$  conforme empregada na indústria.

Após testes subsequentes, foram obtidas respostas confiáveis da componente de avanço ( $F_f$ ) com parâmetro da  $v_f$  implementado nas seguintes condições: 20, 30 e 40mm/min com corpo de prova de dimensões  $25\text{mm} \times 7\text{mm} \times 14\text{mm}$ , mantendo os parâmetros de  $v_c$  e de  $T_{fio}$  sob intervalos industrialmente utilizados, conforme mostrado na Tabela 7.

Demais parâmetros foram mantidos constantes e todos os ensaios foram efetuados a seco. Ressalta-se que cada ensaio foi efetuado com fio diamantado novo para garantir a capacidade de corte da ferramenta de forma a evitar que o elevado desgaste da camada de níquel e, consequentemente, dos grãos de diamante atuasse sobre o processo de corte.



Estabelecidas as condições de contorno do processo, os ensaios foram efetuados em duas etapas, sendo subdivididas com identificação de A e B, respectivamente, de acordo com a Tabela 7.

Tabela 7 – Condições de corte.

Condições	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	$T_{fio}$ (N)	Identificação
A	10	20	20	1A e 2A
	15	30		
	20	40		
B	10	20	30	1B e 2B
	15	30		
	20	40		

### 5.1.2 Ensaios de força de avanço

Nesta etapa foi usado o sistema de monitoramento descrito na secção 4.4. Conforme citado anteriormente, a célula de carga capta esforço na direção uniaxial. Logo, foi necessário fixá-la de forma a possibilitar o monitoramento da  $F_f$ . Para isto, a mesma foi disposta na direção do movimento de avanço ( $f$ ) e perpendicular ao movimento de corte.

Com o intuito de monitorar a  $F_f$  mais próxima do real, o corpo de prova foi fixado na parte inferior da célula de carga e o corte foi executado no centro inferior em relação ao instrumento de medição. O arranjo do sistema de monitoramento da  $F_f$  adotado é ilustrado na Figura 35.

Conforme Figura 35a, o processo de corte ocorre em dois estágios, sendo: Estágio 1 – em vazio; e Estágio 2 – contato entre fio diamantado-corpo de prova. Apesar da possibilidade de determinar a  $Q_{mat.}$  por meio de um valor específico do deslocamento ( $mm$ ) do carro porta-amostra configurado na interface de comando, a configuração desta foi negligenciada devido à característica da ferramenta de corte em questão defletir durante o corte.

Desta etapa foi extraída a  $F_f$  de acordo com as respectivas condições de corte. Concomitantemente à determinação da  $F_f$ , dada esta singularidade de deflexão do fio diamantado, foi extraída a taxa de remoção de material efetiva do processo ( $Q_{mat,efet}$ ) a partir do tempo de processo estável obtido do sinal da  $F_f$  e da aproximação do volume de material removido dos corpo de prova. Este procedimento seguiu o processamento de sinal descrito na secção 4.4.1.

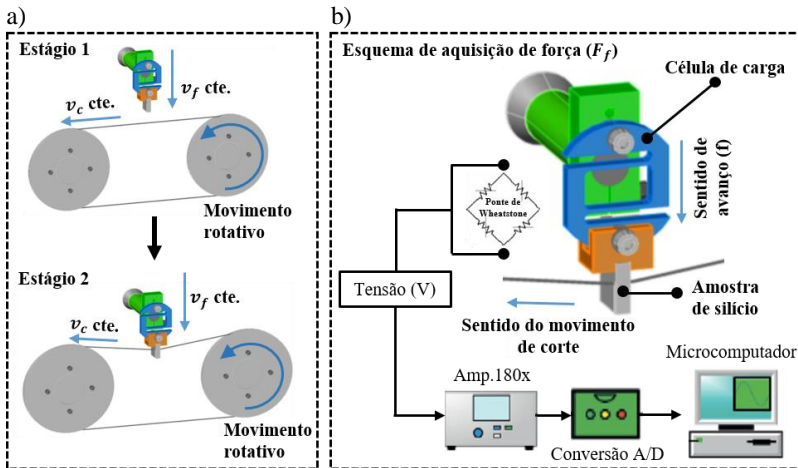


Figura 35 – Sistema de medição da  $F_f$ : a) estágios do processo; e b) esquema de monitoramento.

O corpo de prova utilizado nesta etapa possuía dimensões de  $14\text{mm} \times 25\text{mm} \times 7\text{mm}$ . Estas dimensões, uma vez que não foram citadas na secção 4.3, foram obtidas pela união de dois corpos de prova de  $7\text{mm} \times 25\text{mm} \times 7\text{mm}$ . Estes corpos de prova tiveram suas superfícies polidas e unidas. Esta especificação foi estabelecida durante a etapa de determinação das condições de corte em virtude do aumento da área de contato com a ferramenta de corte para promover a amplificação da magnitude da  $F_f$ .

Nesta etapa foram monitorados um total de 54 ensaios, que contabilizam os testes, as réplicas e as tréplicas.

### 5.1.3 Ensaios para avaliar $IS$

Após os ensaios para medição da força de avanço, foram realizados os ensaios para investigar a influência da variação dos parâmetros de corte sobre a integridade da superfície ( $IS$ ) do silício monocristalino. As mesmas condições de corte apresentadas na Tabela 7 foram empregadas utilizando os corpos de prova com dimensões de  $25\text{mm} \times 50\text{mm} \times 7\text{mm}$ .

Para obter amostras padronizadas foram estabelecidas especificações dimensionais de  $25\text{mm} \times 1\text{mm} \times 7\text{mm}$ . Os ensaios foram executados de acordo com os estágios previstos pela Figura 35a. No entanto, nesta etapa, o processo não foi monitorado com o uso da célula de carga. Para este caso, todas as amostras de silício monocristalino obtidas foram

submetidas aos métodos qualitativos e quantitativos, conforme sequência de atividades descritas na secção 4.5.

## 5.2 Planejamento experimental

Durante a etapa experimental os parâmetros de entrada  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  foram investigados. Para a condução dos experimentos foi empregado um planejamento experimental fatorial completo para três fatores. Dentre estes, a  $v_c$  e a  $v_f$  são distribuídos em três níveis (-1, 0 e +1) e a  $T_{fio}$  em dois níveis (-1 e +1). Isto implicou em um planejamento fatorial completo  $3^2$  e  $2^1$ , o que resultou em 18 ensaios, totalizando em 54 experimentos considerando réplica e tréplica.

Os ensaios foram distribuídos em grupos denominados de 1A e 1B, para medição da força de avanço, com 54 experimentos e os grupos 2A e 2B, para análise da integridade da superfície, também com 54 experimentos, conforme mostrado na Tabela 8. Foram efetuados um total de 108 ensaios de corte.

Tabela 8 – Planejamento experimental fatorial completo  $3^2$  e  $2^1$ .

Condições	Ensaio	Parâmetros variáveis de entrada		
		$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	$T_{fio}$ (N)
A	E_1	10 (-1)	20 (-1)	20 (-1)
	E_2	10 (-1)	30 (0)	
	E_3	10 (-1)	40 (+1)	
	E_4	15 (0)	20 (-1)	
	E_5	15 (0)	30 (0)	
	E_6	15 (0)	40(+1)	
	E_7	20 (+1)	20 (-1)	
	E_8	20 (+1)	30 (0)	
	E_9	20 (+1)	40 (+1)	
B	E_10	10 (-1)	20 (-1)	30 (+1)
	E_11	10 (-1)	30 (0)	
	E_12	10 (-1)	40 (+1)	
	E_13	15 (0)	20 (-1)	
	E_14	15 (0)	30 (0)	
	E_15	15 (0)	40(+1)	
	E_16	20 (+1)	20 (-1)	
	E_17	20 (+1)	30 (0)	
	E_18	20 (+1)	40 (+1)	

A partir do emprego de diferentes níveis (parâmetros de entrada empregados), dado os respectivos fatores  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$ , foram extraídos como variáveis de saída do processo a força de avanço ( $F_f$ ), a morfologia e a transformação de fase da superfície, a rugosidade  $S_a$  e a profundidade média de microtrincas na subsuperfície.

Com intuito de avaliar estatisticamente as variáveis de saída quantitativas, utilizou-se a técnica de análise de variância (*Analysis of Variance* – ANOVA) com 95% de intervalo de confiança e nível de confiança de  $\alpha = 0,05$ . Para tanto, foram avaliados os efeitos entre os diferentes níveis, as diferenças percentuais com relação à média geral e o valor-p, de acordo com Montgomery e Runger [81].

A análise estatística foi efetuada com o auxílio das ferramentas contidas nos *softwares Statistica 13®* e *Microsoft Office Excel 2013®* para estimar os efeitos entre os fatores e os diferentes níveis investigados.

## 6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 6.1 Características e considerações iniciais sobre o sistema de avanço eletromecânico e o processo de corte

Para a condução experimental, definiram-se três níveis de  $v_f$  (20, 30 e 40mm/min) a serem investigados. Possibilitado pelo novo sistema de avanço implementada, tais valores são configurados diretamente na interface de comando. Porém, em virtude das particularidades do processo aqui investigado, os valores da  $v_f$  são somente válidos para o movimento de avanço ( $f$ ) do carro porta-amostra. Isto ocorre devido à pouca rigidez que o fio diamantado apresenta, pois a imposição de um movimento perpendicular à ferramenta de corte gera deflexão da mesma. Como resultado disto, verifica-se que a  $v_f$  não se comporta como definido, a qual irá apresentar um valor efetivo do processo  $v_{f,efet}$  quando avaliado sob perspectiva do contato entre fio diamantado-corpo de prova.

A Figura 36 ilustra, esquematicamente, esta peculiaridade do corte com fio diamantado. Observa-se que a  $v_f$  tem como referência a estrutura mecânica do sistema de avanço. No entanto, conforme Detalhe A, quando o corpo de prova é empurrado contra o fio diamantado surge uma deflexão ( $\Delta x$ ). Esta deflexão ocorre por causa da taxa de remoção de material ( $Q_{mat}$ ) que se estabelece no contato ferramenta-corpo de prova, que é resultado de um valor da  $v_{f,efet}$ . Desta forma, verifica-se que  $v_f \neq v_{f,efet}$ .

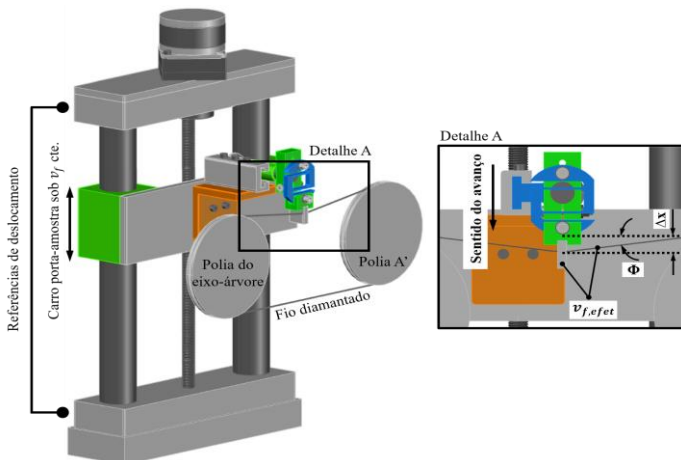


Figura 36 – Representação da diferença entre  $v_f$  e  $v_{f,efet}$ .

Sob considerações relativas a esta característica, o parâmetro  $Q_{mat}$  também não corresponde ao preestabelecido, uma vez que a  $v_f$  e a  $Q_{mat}$  são parâmetros previamente determinados, sendo ambos considerados para a condição estática do fio diamantado. Devido à deflexão da ferramenta, o intervalo de tempo entre o início do contato entre fio diamantado-silício até a estabilização do corte propicia transição da  $Q_{mat}$ , similarmemente a  $v_f \rightarrow v_{f,efet.}$ , para um valor efetivo  $Q_{mat,efet.}$ . Os gráficos da Figura 37 mostram o comportamento da  $Q_{mat,efet}$  para a variação da  $v_f$  para a  $T_{fio}$  em 20N e 30N, respectivamente.

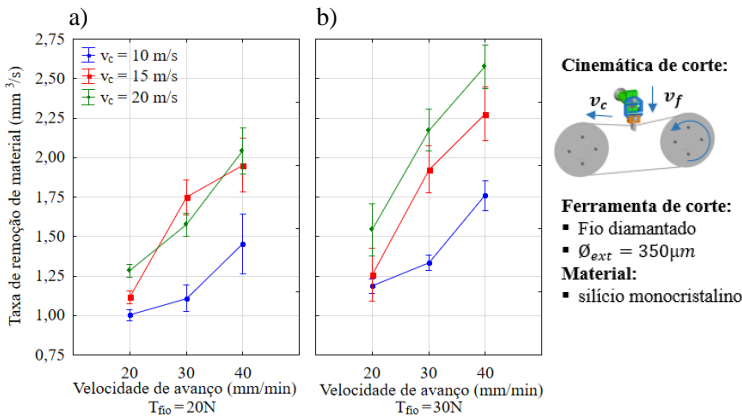


Figura 37 – Relação entre a  $Q_{mat,efet}$  e a  $v_f$  para a  $T_{fio}$  de: a) 20N; b) 30N.

Além disto, é notório que a variação em dois níveis da  $T_{fio}$  (20N e 30N) exhibe diferentes valores efetivos para a  $Q_{mat,efet}$ . Este comportamento é atribuível à maior resistência da ferramenta de corte a deflexão, promovendo a atenuação do intervalo de tempo entre o início do contato entre fio diamantado-silício até que o processo atinja estabilidade de corte assumindo um valor da  $Q_{mat,efet}$ .

Portanto, a discrepância entre os valores dos parâmetros preestabelecidos e os efetivos torna-se menor quando a  $T_{fio}$  do fio diamantado passa de 20N para 30N, conforme os gráficos da Figura 37. Salienta-se que os presentes valores da  $Q_{mat,efet}$  representam a média aritmética de três ensaios com respectivos desvios padrão para cada condição de usinagem.

Ainda sob tal perspectiva, verifica-se que a variação da  $v_c$  em três níveis também exerce influência sobre a  $Q_{mat}$ . Isto ocorre dado ao passo que o aumento da  $v_c$  reduz a deflexão do fio diamantado. Em virtude

disto, o contato fio diamantado-silício apresenta maior  $v_{f,efet}$ . e, consequentemente, propicia acréscimo da  $Q_{mat,efet}$ .

Estas condições de corte efetivas são características do corte com fio diamantado, sendo, portanto, de suma importância para o entendimento do macro e micromecânica do processo, tanto para abordagens experimentais quanto industriais. Neste sentido, estes parâmetros efetivos verificados experimentalmente não foram negligenciados. Porém, os gráficos nos quais os eixos que correspondem a  $v_f$  foram plotados com os valores que se estabelecem na interface de comando. De forma a nortear o leitor, o texto referente à análise dos resultados traz nas discussões os respectivos valores da  $Q_{mat,efet}$  quando necessário. Os valores efetivos encontram-se nos Apêndices B e C.

## 6.2 Força de avanço no processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo

Na Figura 38 são apresentados os gráficos com o valores médios com respectivos desvios padrão que mostram o comportamento da componente de força de avanço ( $F_f$ ) para a  $v_f$  em 20, 30 e 40  $mm/min$ ; a  $v_c$  em 10, 15 e 20  $m/s$ ; e a  $T_{fio}$  em 20 e 30  $N$ .

No primeiro caso (Figura 38a), é observado um comportamento crescente da  $F_f$  quando variada a  $v_f$  para a  $T_{fio}$  de 20 e 30  $N$ , respectivamente. Este comportamento crescente da  $F_f$ , segundo Wang *et al.* [82], está diretamente relacionado com o aumento da média da  $h_{cu}$  dos grãos de diamante atuantes devido ao acréscimo da  $v_f$ . De acordo com Marinescu *et al.* [40], devido ao aumento desta média da  $h_{cu}$ , a carga por grão abrasivo tende a aumentar, conforme evidenciado pelo modelo de força normal por grão abrasivo ( $f_g$ ), uma vez que o volume de material removido por grão será acrescido com o aumento da  $v_f$ .

Correlacionando com os resultados apresentados pelos gráficos da Figura 37, verifica-se que a  $Q_{mat,efet}$  exerce influência sobre a  $F_f$ . Confrontando os dados dos gráficos da Figura 37 com os gráficos da Figura 38, observa-se que os menores valores da  $F_f$  correspondem aos maiores valores da  $Q_{mat,efet}$  e vice-versa. Apesar da literatura científica descrever que, geralmente, a  $Q_{mat,efet}$  apresenta efeito diretamente proporcional às forças de usinagem, isso não ocorre no corte com fio diamantado, uma vez que a ferramenta de corte é flexível, fazendo com que a relação entre a  $Q_{mat,efet}$  e a  $F_f$  apresente comportamento inversamente proporcional.

Este efeito é esclarecido em termos macromecânicos, no qual a  $Q_{mat,efet}$  tem influência sobre a deflexão do fio diamantado e, conseqüentemente, sobre a magnitude da  $F_f$ . Quando a condição de usinagem empregada promove deflexão do fio diamantado, ocorre o aumento da largura de contato efetivo ( $b_{efet}$ ) da ferramenta de corte sobre o silício monocristalino promovida por um ângulo de contato que surge. Apesar do aumento dos gumes cinemáticos, proporcionado pela maior  $b_{efet}$ , o pequeno volume de material removido por grão de diamante faz com que a amostra seja constantemente imposta contra o fio diamantado e resulte no aumento da  $F_f$ .

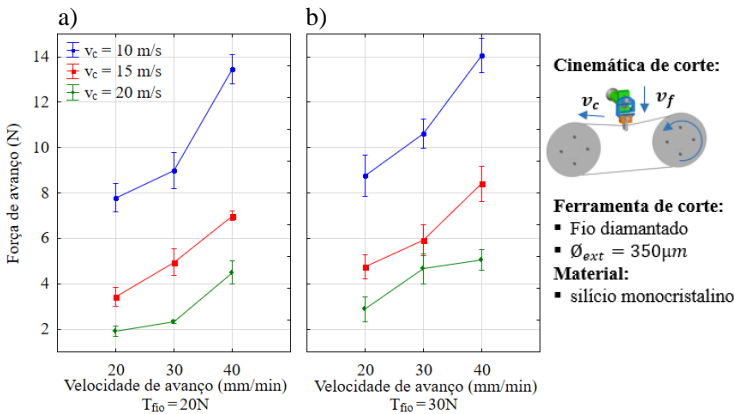


Figura 38 – Influência da variação da  $v_f$  e da  $v_c$  sobre a  $F_f$  para a  $T_{fio}$  de: a) 20N; b) 30N.

Por outro lado, o aumento da  $v_c$  promove declínio da  $F_f$  para as tensões ( $T_{fio}$ ) de 20 e 30N, respectivamente. Este padrão de comportamento, de acordo com Liu *et al.* [83], está associado à menor média da  $h_{cu}$  que se estabelece. Conforme Chung e Le [84], isto ocorre em virtude do aumento da densidade de gumes cinemáticos por tempo de contato que resulta no decréscimo da carga média a que os grãos de diamante foram submetidos. Conseqüentemente, o aumento da  $v_c$  (10→15→20m/s) conduzir à redução do volume de material removido por grão de diamante devido à maior frequência de engajamentos em que estes efetivamente assumem contato com a superfície do silício monocristalino.

Somado a isto, a progressão da  $v_c$  resultou no aumento da  $Q_{mat,efet}$ , conforme apresentado nos gráficos da Figura 37. Este aumento da  $Q_{mat,efet}$  devido ao maior volume de material removido por unidade



de tempo, promoveu a redução da deflexão do fio diamantado e, consequentemente, resultando em menor magnitude da  $F_f$ .

Comportamento semelhante ocorre quando o fio diamantado foi submetido à tensão de  $T_{fio} = 30N$ , conforme Figura 38b. Apesar da redução da  $F_f$  ser influenciada pela menor média de  $h_{cu}$  com o aumento da  $v_c$ , a maior rigidez apresentada pela ferramenta de corte devido ao tensionamento reduz a deflexão e promove leve aumento de  $F_f$ , quando comparado com os valores obtidos sob  $T_{fio} = 20N$ .

Este aumento da magnitude da  $F_f$ , quando a tensão do fio diamantado ( $T_{fio}$ ) foi variada de 20 para 30N, é ocasionado por causa da maior tensão do fio diamantado induzir a maior média da  $h_{cu}$  por causa da maior rigidez apresentada pela ferramenta de corte. Desta forma, para as tensões  $T_{fio}$  de 20 e 30N, as curvas da  $F_f$  exibiram comportamento análogo, porém com maior magnitude da força de avanço ( $F_f$ ).

Conforme observado, a componente de força  $F_f$  apresenta diferentes valores quando variados os parâmetros  $v_f$ ,  $v_c$  e  $T_{fio}$  por causa dos diferentes níveis resultarem em distintas  $Q_{mat,efet}$ . Devido a isto, o volume de material removido por comprimento de fio diamantado ( $q$ ) também irá comportar-se de maneira distinta. O gráfico da Figura 39 mostra a influência dos valores do  $q$  sobre a  $F_f$ .

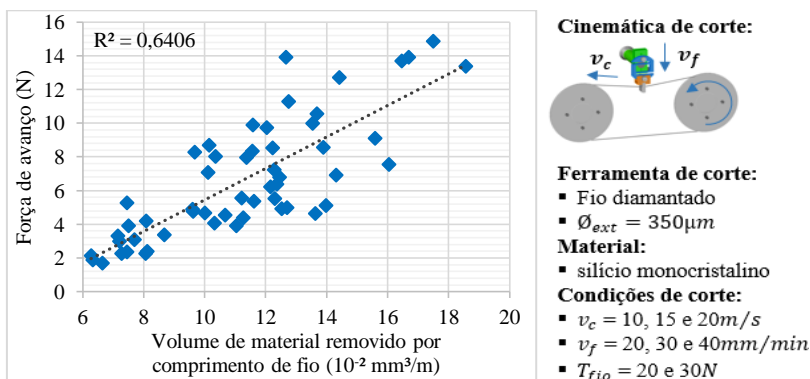


Figura 39 – Influência do  $q$  ( $\times 10^2 mm^3/m$ ) sobre a  $F_f$ .

De acordo com o gráfico da Figura 39, a  $F_f$  exibe comportamento crescente com aumento do  $q$ . Isto ocorre devido ao aumento da  $a_e$  por metro do fio diamantado que assume diferentes valores para a variação dos parâmetros. Este aumento da magnitude da  $F_f$  é resultado do maior

volume de material removido por grão abrasivo de diamante quando há progressão da  $a_e$ .

Esta progressão da  $a_e$  ocorre quando o fio diamantado é submetido ao menor nível da  $v_c$  (10m/s) e maior nível da  $v_f$  (40mm/min). Nas condições supracitadas, o esforço exercido pelos grãos de diamante torna-se maior, uma vez que os gumes cinemáticos são sujeitados à maior média da  $h_{cu}$  resultando no acréscimo do volume de material removido por metro do fio diamantado, o que promove o aumento da  $F_f$ .

Por outro lado, os menores valores da  $F_f$  ocorrem para a redução do  $q$ . Este comportamento é resultado do aumento da  $v_c$  e diminuição da  $v_f$  que induzem a menor média da  $h_{cu}$ , assim, conduzindo ao menor volume de material removido por metro de fio diamantado por causa da menor  $a_e$ . Conforme Klocke [4], Tönshoff e Denkena [85] e Marinescu *et al.* [39, 40], a  $a_e$  tem efeito significativo sobre as forças de usinagem, sendo neste caso, explicitado pelo decréscimo da magnitude da  $F_f$ .

Ressalta-se que, para este caso, a  $a_e$  apresenta efeito diretamente proporcional ao  $q$ , pois considerou-se constantes  $a_p$  que é equivalente ao canal de corte ( $\approx 370\mu m$ ) e  $l$  a largura do corpo de prova (= 14mm). Portanto, a diminuição da  $a_e$  por metro de fio diamantado proporciona menor  $q$  e resulta no declínio da  $F_f$ . Huang *et al.* [86] também verificaram fenômeno semelhante no corte de SiC monocristalino com fio diamantado, na qual o comportamento crescente de  $F_f$  estava associado ao aumento de  $q$ .

Os efeitos da variações dos níveis dos parâmetros  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  sobre a  $F_f$  são apresentados na Tabela 9 por meio do efeito médio de cada nível, da diferença percentual e dos valores p. Conforme exibido na Tabela 9, todos os níveis exibem valor-p < 0,05, ou seja,  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  em níveis -1, 0 e +1 afetam significativamente a  $F_f$ .

Tabela 9 – Análise de variância dos parâmetros de corte sobre a  $F_f$ .

Parâmetros	Força de avanço ( $F_f$ )		
	Efeito (N)	(%)	Valor-p
$v_c$ (10→20)	- 7,05	- 66%	0,000000
$v_c$ (10→15)	- 4,86	- 46%	0,000000
$v_c$ (15→20)	- 2,20	- 38%	0,000000
$v_f$ (20→40)	+ 3,82	+ 78%	0,000000
$v_f$ (20→30)	+ 1,33	+ 27%	0,000000
$v_f$ (30→40)	+ 2,50	+ 40%	0,000000
$T_{fio}$ (20→30)	+ 1,20	+ 20%	0,000000

Com relação a variação dos parâmetros, verifica-se que a  $v_c$  e a  $v_f$  apresentam maior intensidade de efeito sobre a  $F_f$ , na qual a variação da  $v_c$  promoveu redução da  $F_f$  em até  $-66\%$ . Por outro lado, a  $v_f$  apresenta efeito inverso, na qual a  $F_f$  aumentou em até  $+78\%$ . Já a variação da  $T_{fio}$  proporcionou aumento da  $F_f$  em até  $+20\%$ , apresentando-se com menor intensidade de efeito quando comparado aos demais parâmetros.

### 6.3 Integridade da superfície do silício monocristalino

Nesta secção são apresentados os resultados referentes a morfologia da superfície, transformação de fase da superfície, rugosidade e microtrincas na subsuperfície.

#### 6.3.1 Morfologia da superfície do silício monocristalino

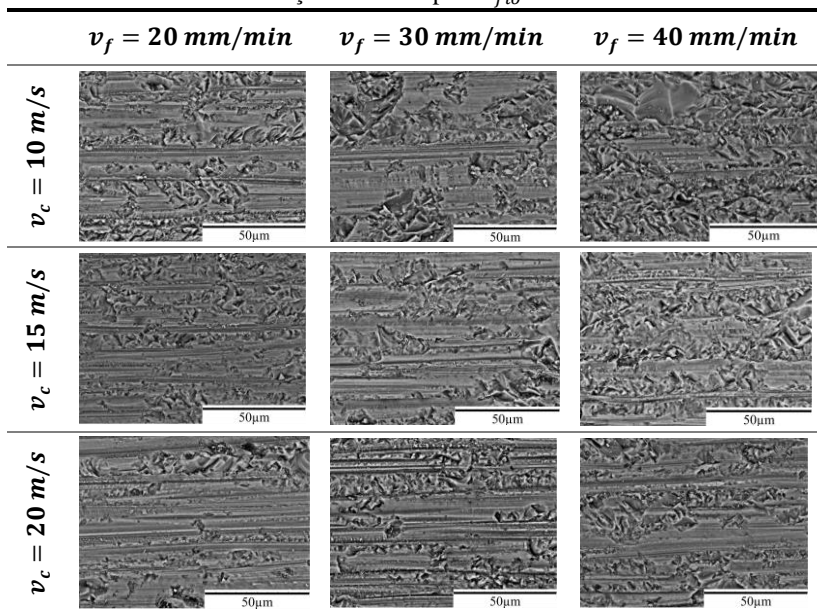
Com o intuito de analisar o aspecto morfológico da superfície as Tabelas 10 e 11 apresentam um conjunto de micrografias da superfície do silício monocristalino após o emprego de diferentes condições de  $v_c$  e  $v_f$  para  $T_{fio}$  de 20 e 30N, respectivamente.

Na Tabela 10 são apresentadas as micrografias da superfície dos corpos de prova de silício monocristalino feitas por MEV para a tensão do fio diamantado de  $T_{fio} = 20N$ ,  $v_c$  em 10, 15, 20m/s e  $v_f$  em 20, 30, 40mm/min. De maneira geral, observou-se que as superfícies são basicamente compostas por ranhuras paralelas e orientadas de acordo com a direção do movimento de corte, similarmente como verificado por Bidi-ville *et al.* [87] e Yu *et al.* [3].

Verifica-se também que há uma distribuição de regiões com remoção de material no regime frágil e dúctil, as quais se apresentam em diferentes predominâncias. Conforme também relatado por Hardin [75], esta característica é comum em materiais de comportamento frágeis e duros quando submetidos as diferentes condições de corte.

A priori, analisando a influência do emprego da  $v_c$  constante, o aumento da  $v_f$  resultou na predominância de remoção de material no regime frágil na superfície. Isto é principalmente ocasionado devido ao acréscimo da  $v_f$  promover maior penetração do grão de diamante sobre a superfície, o que favorece o aumento da média da  $h_{cu}$  permitindo que o limite crítico da  $h_{cu,crit}$  seja ultrapassado, resultando na formação da superfície por propagação de trinca, ou seja, por fratura frágil, conforme observado por Wu [25].

Tabela 10 – Morfologia da superfície do silício monocristalino sob diferentes condições de corte para  $T_{fio} = 20N$ .



Liu *et al.* [83] complementam que o aumento da  $v_f$  conduz a maior densidade de abrasivos assumindo remoção de material no regime frágil por causa da imposição do movimento da peça contra o fio diamantado permitir que a média da  $h_{cu}$  dos gumes cinemáticos aumente. Este comportamento é observado nas micrografias apresentadas e percebe-se que ocorre gradualmente, sob a perspectiva da progressão da  $v_f$ .

Neste sentido, conforme Tabela 10, para as condições de  $v_f = 20 \text{ mm/min}$  para  $v_c = 10 \text{ m/s}$ , a superfície do silício monocristalino expôs uma distribuição de regiões de fraturas frágeis, bem como regiões livres de danos. Com a progressão da  $v_f$  em  $30 \rightarrow 40 \text{ mm/min}$  para a mesma  $v_c$ , nota-se o aumento na predominância de remoção de material no regime frágil. De acordo com Gao *et al.* [60], esta mudança no aspecto da superfície é identificada pela presença de microlascamento, crateras e *pittings* que representam o predomínio no modo de remoção de material que se estabeleceu devido as condições de corte impostas. Verifica-se que o aumento da  $v_f$ , para os três níveis da  $v_c$ , promoveu acentuação da remoção no regime frágil, na qual os danos na superfície tornaram-se mais presentes.

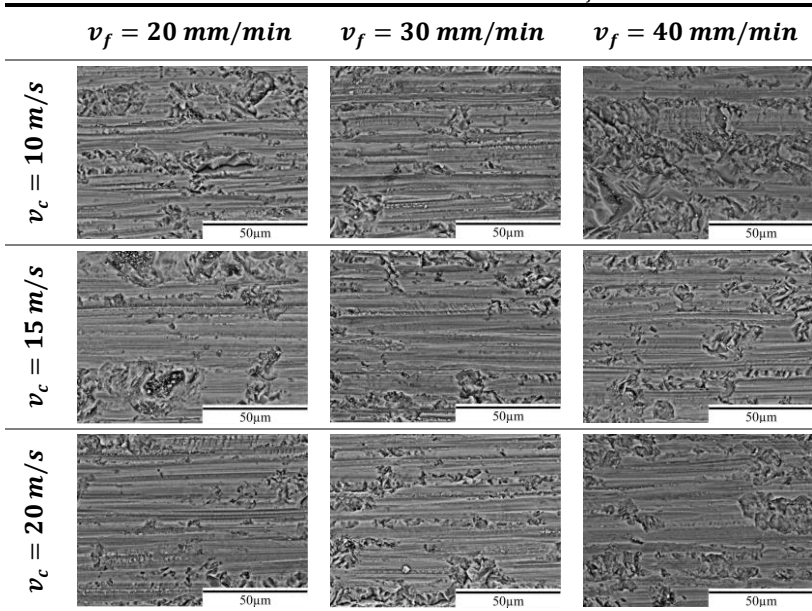
Por outro lado, analisando a influência da variação da  $v_c$ , é observada a redução dos danos na superfície. De acordo com Chung e Le [84], o aumento da  $v_c$  resulta em maior frequência da ocorrência de engajamento dos grãos de diamantes sobre a superfície do silício monocristalino. Neste sentido, a média da  $h_{cu}$  dos grãos de diamante é reduzida devido ao menor tempo de contato entre diamante-superfície propiciando mais gumes cinemáticos agindo para remoção dúctil, conforme verificado por Liu *et al.* [83].

Além disto, o aumento da  $v_c$  conduz a uma distribuição diferente do campo de tensão formado no âmbito do gume, o que reduz significativamente a força normal por grão de diamante. Em conjunto com a redução da média da  $h_{cu}$ , a remoção de material no regime frágil tenderá a transitar para o regime dúctil resultando na formação da superfície com mais regiões livres de fraturas frágeis. Este comportamento é visível nas micrografias apresentadas na Tabela 10 quando visualizado para os três níveis de  $v_f$  constante com a progressão da  $v_c$ , sendo evidente que o aumento da  $v_c$  favorece a remoção de material no regime dúctil.

Na Tabela 11 é apresentado o conjunto de micrografias da superfície do silício monocristalino para variação da  $v_c$  e da  $v_f$  com  $T_{fio} = 30N$ . Constata-se que as morfologias da superfície exibem comportamento similar quando comparadas às apresentadas para  $T_{fio} = 20N$ . Mantendo a  $v_c$  constante, o comportamento do aspecto morfológico assemelha-se ao apresentado anteriormente, na qual a progressão da  $v_f$  conduz ao aumento de danos na superfície usinada induzido por fratura frágil. Já sob variação da  $v_c$  houve redução dos danos com presença de mais regiões livres de fraturas frágeis.

Comparando os aspectos morfológicos para as diferentes tensões do fio diamantado ( $T_{fio}$ ), verifica-se que para o aumento de 20 para 30N resulta em um aspecto morfológico contendo menos fraturas frágeis e com maior presença de ranhuras. Esta diferença pode ser ocasionada devido ao aumento da  $T_{fio}$  resultar na redução da vibração lateral do fio diamantado, uma vez que o comprimento livre do fio diamantado, pela maior tensão imposta, apresentou maior rigidez o que por sua vez resultou na melhoria da superfície usinada.

Tabela 11 – Micrografias da morfologia da superfície do silício monocristalino sob diferentes condições de usinagem para  $T_{fio} = 30N$ .



Verificou-se também que a morfologia está intimamente associada ao comportamento da  $F_f$ . Correlacionando com os resultados da  $F_f$ , observou-se que o aumento de regiões com fraturas frágeis na superfície do silício monocristalino corroboram com progressão da magnitude da componente de força na direção de avanço. Ou seja, o aumento da  $F_f$  indica que houve acréscimo da  $f_g$ , com o respectivo aumento da média da  $h_{cu}$  o que favoreceu a ocorrência de fratura frágil durante a formação do cavaco. Da mesma forma, os menores resultados da  $F_f$  resultaram na formação da superfície com mais regiões livres de danos que se expõem, principalmente, na forma de ranhuras orientadas e paralelas.

### 6.3.2 Transição frágil-dúctil: uma abordagem sobre o aspecto das fases presentes na superfície do silício monocristalino

Para adicionar informações sobre a morfologia da superfície e as características de remoção de material, foi empregada a técnica de espectroscopia Raman para identificar as fases presentes na superfície do silício monocristalino geradas em diferentes condições de usinagem. A escolha das superfícies avaliadas foi baseada nas considerações de Gao e Ge [63]

para influência da razão  $r = v_f/v_c$  ( $\mu\text{m}/\text{m}$ ), referente ao mecanismo de remoção de material com fio diamantado. Nas Figuras 40 até 43 são apresentadas as análises individuais das características da superfície e seu respectivo espectro Raman resultante da condição de corte escolhida.

Na Figura 40a é apresentada a micrografia da superfície usinada para  $r = 66,67 \mu\text{m}/\text{m}$  ( $v_c = 10\text{m}/\text{s}$ ,  $v_f = 40\text{mm}/\text{min}$  e  $T_{fio} = 20\text{N}$ ). É possível visualizar que a superfície usinada é composta por extensos danos apresentados por crateras largas e profundas. Segundo Gao e Ge [63], isto indica que a remoção de material se estabeleceu com predomínio do regime frágil, facilitando a formação de cavaco fragmentado por propagação de microtrincas.

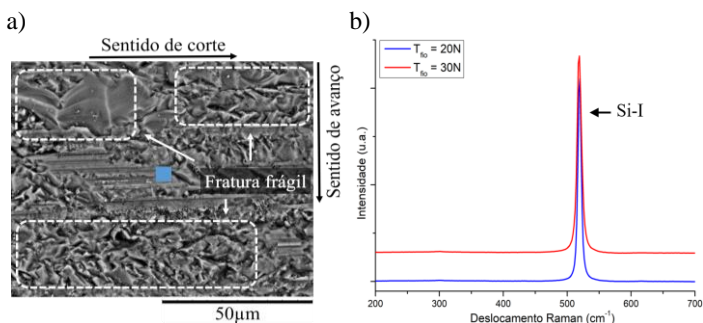


Figura 40 – Condições de  $r = 66,67 \mu\text{m}/\text{m}$ ,  $v_c = 10\text{m}/\text{s}$ ,  $v_f = 40\text{mm}/\text{min}$  e  $T_{fio} = 20\text{N}$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman.

À vista disso, a formação destas crateras é atribuída à fragilidade do silício monocristalino e é traduzida pela teoria da mecânica da fratura, conforme evidenciado por Lawn e Wilshaw [37]. De acordo com Bifano *et al.* [36], o grão de diamante é submetido a uma determinada  $h_{cu}$ . Quando esta  $h_{cu}$  excede o limite crítico  $h_{cu,crit}$ , atinge-se o limite de resistência à fratura antes que ocorra deformação plástica promovendo remoção de material por fratura frágil. Segundo Marinescu *et al.* [39], isto permite a formação de microtrincas laterais (L) que emergem à superfície, promovendo a sobreposição volumétrica do cavaco e resultando na aparição de crateras.

Para verificar a hipótese do mecanismo de remoção de material, a Figura 40b mostra o espectro Raman obtido. Observa-se apenas um único pico em  $523\text{cm}^{-1}$  referente a fase cristalina Si-I. De acordo com Wu e Melkote [28] e Suzuki *et al.* [33], a presença exclusiva da fase Si-I condiz com o mecanismo de remoção de material, pois a  $h_{cu}$  excedeu a  $h_{cu,crit}$ ,

o que induziu a formação de cavaco apenas por propagação de trincas, expondo o cristal de silício puro que possui estrutura cúbica de diamante (Si-I). Esta fase Si-I foi obtida nas regiões fraturadas, sendo mais evidente nas condições de  $v_c = 10m/s$  e  $v_f = 40mm/min$  para  $T_{fio}$  de 20 e 30N.

Uma vez verificado que nas regiões formadas por fratura frágil resultam em espectro Raman com pico em aproximadamente  $521cm^{-1}$ , as análises posteriores consistiram em incidir o feixe laser em regiões livres de danos. Buscou-se analisar as ranhuras a fim de verificar a presença e progressão de fases secundárias do silício monocristalino.

Na Figura 41a é mostrada a micrografia da superfície do silício monocristalino para  $r = 44,44 \mu m/m$  ( $v_c = 15m/s$ ,  $v_f = 40mm/min$  e  $T_{fio} = 20N$ ). Para esta condição, a superfície ainda apresenta predomínio de regime frágil na forma de crateras e microlascamentos. Percebe-se que pequenas regiões livres de danos começam a serem formadas. Porém, apesar do aumento da  $v_c$ , que reduz a  $h_{cu}$ , a média da  $h_{cu}$  dos grãos de diamante ainda impossibilita remoção de material no regime dúctil.

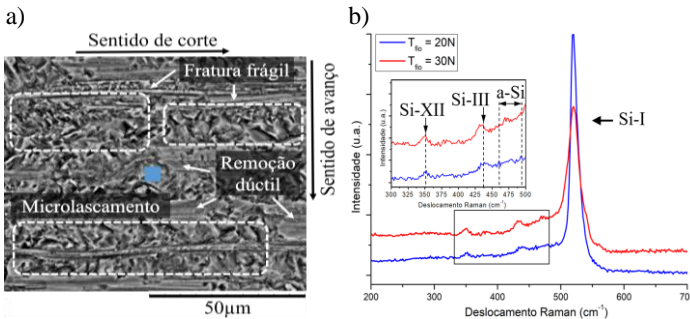


Figura 41 – Condições de  $r = 44,44\mu m/m$ ,  $v_c = 15m/s$ ,  $v_f = 40mm/min$  e  $T_{fio} = 20N$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman.

Para esta condição, observa-se presença de três espectros além de Si-I, conforme Figura 41b. Estes espectros estão em  $351cm^{-1}$  para Si-XII,  $433cm^{-1}$  para Si-III e uma banda de a-Si com pico em  $469cm^{-1}$ . Segundo Möller [44], a presença destas fases sugere que, em ação da pressão de contato, a fase Si-I transitou para fase  $\beta$ -Sn (Si-II) permitindo que, no âmbito do gume do grão de diamante, ocorresse deformação plástica durante a formação do cavaco. Wu e Melkote [28] indicam que as fases Si- III e Si-XII provêm do lento descarregamento e a fase a-Si é atribuída à condição de rápido descarregamento dos grãos de diamante.



De acordo com Yan *et al.* [88], estas fases apresentam-se em regiões que não sofreram remoção de material com predomínio do regime frágil. Isto é resultado do aumento da  $v_c$  induzir menor média da  $h_{cu}$  permitindo que a região transite de fase. Para que isto ocorra, possivelmente, a superfície previamente formada sofreu subsequentes aragens por grãos de diamante adjacentes. Portanto, isto conduz a transformação de fase de uma pequena espessura de camada da superfície, podendo ser causada por remoção de material ou somente deformação plástica do pequeno volume de material que sofreu contato com o gume do grão de diamante.

Já a Figura 42a mostra a micrografia da superfície do silício monocristalino para  $r = 25 \mu\text{m}/\text{m}$  ( $v_c = 20\text{m}/\text{s}$ ,  $v_f = 30\text{mm}/\text{min}$  e  $T_{fio} = 20\text{N}$ ). Nesta micrografia, verifica-se que a superfície usinada apresenta um novo aspecto. Isto corrobora com as afirmações de Gao e Ge [63] que sugeriram o aumento da  $v_c$  e redução da  $v_f$  para conduzir a remoção no regime dúctil.

Ressalta-se que esta morfologia expõe a principal característica do corte com fio diamantado, que são ranhuras orientadas, paralelas e livres de danos, também conhecidas como marcas de serra, conforme Yu *et al.* [3] e Wu [25]. Porém, ainda são observadas regiões que sofreram remoção no regime frágil.

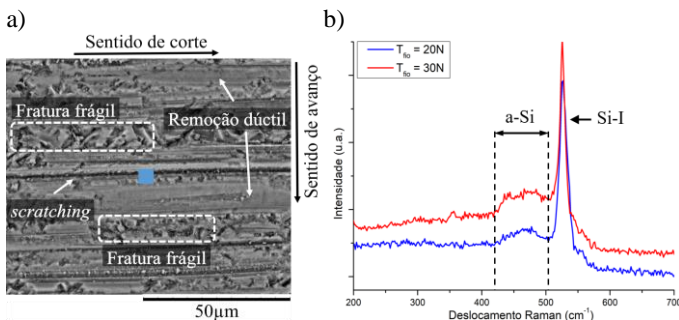


Figura 42 – Condições de  $r = 25\mu\text{m}/\text{m}$ ,  $v_c = 20\text{m}/\text{s}$ ,  $v_f = 30\text{mm}/\text{min}$  e  $T_{fio} = 20\text{N}$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman.

De acordo com Wu [25], estas ranhuras livres de danos correspondem à remoção de material no regime dúctil. Bidiville *et al.* [87] complementam que nestas regiões podem ser observadas bandas mais intensas de fases provindas da metalização da fase Si-I. Conforme Suzuki *et al.* [33], o resultado da transição Si-I→Si-II é a formação de fase amorfa e/ou

metaestáveis, sendo estas consequências do comportamento dúctil do silício monocristalino quando deformado plasticamente.

Isto é evidenciado pelo espectro Raman na Figura 42b, no qual verifica-se a presença de uma banda de fase a-Si com pico em  $475\text{cm}^{-1}$ . Segundo Kovalchenko e Milman [89], a presença da fase amorfa é condizente com a remoção no regime dúctil do silício monocristalino que é ocasionado tanto pela redução da  $h_{cu}$  e da  $f_g$  quanto pelas subseqüentes aragens da superfície por grãos de diamante adjacentes levemente mais protusos que produzem pressão de contato sobre a superfície.

Por fim, a micrografia referente a razão  $r = 16,67\ \mu\text{m}/\text{m}$  ( $v_c = 20\text{m}/\text{s}$ ,  $v_f = 20\text{mm}/\text{min}$  e  $T_{fio} = 20\text{N}$ ) é apresentada na Figura 43a. Verifica-se que a superfície foi formada com predomínio de remoção de material no regime dúctil. Este aspecto equivale ao comportamento do silício monocristalino, durante a formação de cavaco, tal como um material dúctil.

Comparada com a superfície anterior, verifica-se que o aumento da  $v_c$  promove efeito significativo na superfície, na qual esta apresenta-se com ranhuras mais profundas e pronunciadas resultando em um aspecto de microsulcamento, também descrito por Würzner *et al.* [90] em seu trabalho. Apesar das regiões livres de danos serem dominantes na superfície, ainda há presença de pequenas regiões fraturadas.

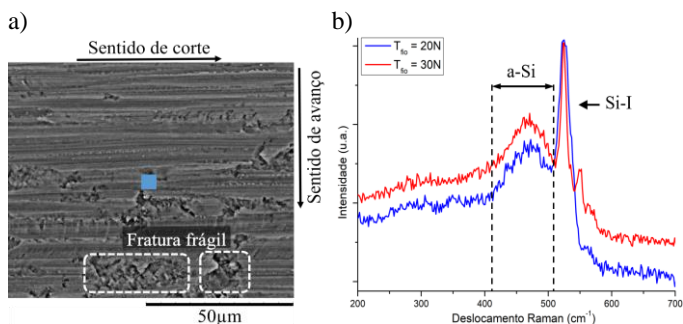


Figura 43 – Condições de  $r = 16,67\ \mu\text{m}/\text{m}$ ,  $v_c = 20\text{m}/\text{s}$ ,  $v_f = 20\text{mm}/\text{min}$  e  $T_{fio} = 20\text{N}$ : a) superfície do silício monocristalino; b) espectro Raman.

O espectro Raman da Figura 43b mostra que a banda de fase a-Si, com pico em  $470\text{cm}^{-1}$ , é mais intensa. Esta presença mais acentuada da banda da fase a-Si, com baixa intensidade da fase Si-I com pico no espec-

tro em  $521\text{cm}^{-1}$ , evidencia que a superfície foi formada por grãos de diamante com velocidade suficiente para amorfizar a superfície somado à significativa redução da média da  $h_{cu}$ , que é resultado do aumento da  $v_c$ .

Este comportamento se mostra de acordo com as afirmações de Kovalchenko e Milman [89], que relatam a obtenção de remoção no regime dúctil, além de prover ao grão de diamante a  $h_{cu} \leq h_{cu,crit}$ , é necessário submeter pressão de contato sobre o silício monocristalino suficiente para induzir Si-I→Si-II, pois isto facilita deformação plástica logo abaixo do gume do grão por causa da metalização desta zona, resultando na remoção de material no regime dúctil.

Como análise geral, verificou-se que as condições de usinagem mais favoráveis para remoção de material no regime dúctil correspondem ao emprego da maior  $v_c$  e da menor  $v_f$  que proporcionam, em conjunto, redução da  $h_{cu}$  e facilitam transformação de Si-I→S-II, favorecendo a formação por remoção dúctil. Este aspecto é observado nas micrografias que apresentam significativa redução dos danos presentes na superfície e nos respectivos espectros Raman que indicam presença de fases secundárias como resultado da metalização da região de material que sofreu contato com os gumes cinemáticos.

### 6.3.3 Rugosidade do silício monocristalino

Conforme discutido anteriormente, a superfície usinada é composta de regiões que sofreram remoção frágil e dúctil [4, 40]. O domínio destas regiões será determinante para o comportamento topográfico e, conseqüentemente, para os valores de rugosidade [91]. Neste sentido, a progressão dos valores da rugosidade  $S_a$  da superfície usinada do silício monocristalino foi analisada.

Na Figura 44 são apresentados os gráficos com os valores médios e com respectivos desvios padrão que mostram o comportamento da rugosidade  $S_a$  para a variação da  $v_f$  em 20, 30 e 40  $\text{mm}/\text{min}$ ; da  $v_c$  em 10, 15 e 20  $\text{m}/\text{s}$ ; e da  $T_{fio}$  em 20 e 30  $\text{N}$ .

Nos gráficos os valores da rugosidade  $S_a$  apresentam comportamento crescente com a progressão da  $v_f$ . De acordo com Klocke [4] e Tönshoff e Denkena [85], o crescimento dos valores de  $S_a$  é atribuído ao aumento da  $v_f$  promover maior média da  $h_{cu}$ . Segundo Bifano *et al.* [36], isto tem influência sobre a força de fricção dos gumes cinemáticos, fazendo com que a  $T_{\mu}$  seja suficiente para que a  $h_{cu}$  extrapole a  $h_{cu,crit}$ , o que conduz à remoção de material no regime frágil. Desta forma, a super-

fície é formada por extensas regiões fraturadas que são resultados da propagação de microtrincas e a sobreposição volumétrica durante a formação do cavaco, pois o cavaco apresenta espessura e largura maiores que a teórica, o que facilita a aparição de crateras e altera a rugosidade [92].

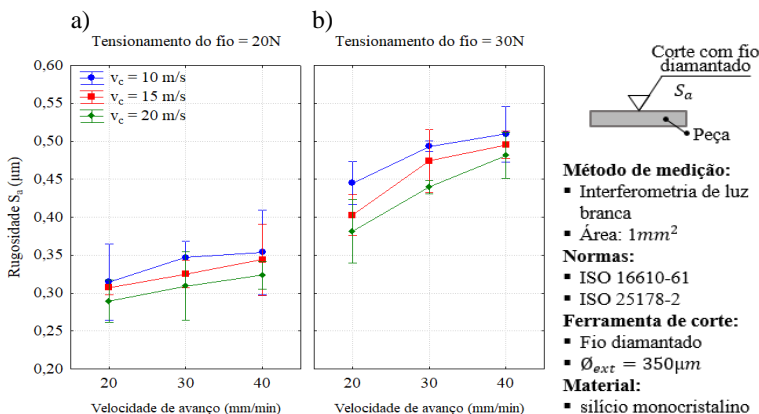


Figura 44 – Influência da variação da  $v_f$  e da  $v_c$  sobre a rugosidade  $S_a$  para a  $T_{fio}$  de: a) 20N; b) 30N.

Baseado na remoção de material no regime frágil, a superfície apresentou relativo aumento da quantidade e profundidade de fraturas frágeis na forma de crateras quando submetida a progressão da  $v_f$  (20→30→40mm/min). Este comportamento corrobora com os aspectos morfológicos evidenciados nas micrografias apresentadas nas Tabelas 10 e 11 na secção 6.3.1.

Já para a variação das condições da  $v_c$ , a evolução do parâmetro de rugosidade  $S_a$ , para tensão do fio diamantado em 20 e 30N, apresenta leve redução. De acordo com Klocke [4], o aumento da  $v_c$  proporciona maior frequência de engajamento dos grãos de diamante durante o corte, o que resulta no decréscimo da média da  $h_{cu}$ . Como consequência da menor média da  $h_{cu}$  o mecanismo de remoção de material alterar-se-á. Conforme Marinescu *et al.* [39, 40], esta mudança no mecanismo de remoção de material promove a diminuição da quantidade de fraturas frágeis presentes na superfície usinada, o que gera um aspecto morfológico com mais regiões livres de danos e, por conseguinte, como visto nos gráficos da Figura 44, decresce a magnitude dos valores da rugosidade, neste caso expresso pelo parâmetro de rugosidade  $S_a$ .

Verificou-se que para ambos os níveis de tensão ( $T_{fio}$ ) os comportamentos das curvas são semelhantes, sendo crescente para a variação da  $v_f$  e decrescente para a variação da  $v_c$ . No entanto, apesar da similaridade da tendência das curvas, a variação da  $T_{fio}$  em 20N para 30N resultou em valores de  $S_a$  mais pronunciados.

Esta diferença é devido à tensão de 30N, apesar de reduzir a deflexão do fio diamantado e gerar maior  $Q_{mat,efet}$ , quando comparado com a  $Q_{mat,efet}$  para  $T_{fio} = 20N$ , houve melhoria da superfície usinada. Isto foi observado nas micrografias apresentadas nas Tabelas 10 e 11 que mostraram que as superfícies geradas com  $T_{fio} = 30N$  apresentaram, levemente, mais regiões com ranhuras livres de danos, porém, sendo estas ranhuras mais profundas e pronunciadas. Isto resultou na diferença da magnitude dos valores da rugosidade  $S_a$ , conforme evidenciado pelos gráficos da Figura 44. Este comportamento também foi relatado nas investigações de Würzner *et al.* [90].

É notório que a rugosidade expressa quantitativamente uma parcela das características do aspecto morfológico gerado na superfície usinada e que a predominância frágil ou dúctil é fortemente influenciada pelo mecanismo de remoção de material. Sob as considerações de Gao e Ge [63] para o corte de silício monocristalino com fio diamantado, a rugosidade  $S_a$  foi analisada baseado na razão  $r = v_f/v_c$  ( $\mu m/m$ ), conforme o gráfico da Figura 45. Para a determinação da razão  $r$  foram usados os valores da  $v_{f,efet}$ , uma vez que este é equivalente a  $v_f$  no contato fio diamantado-silício, conforme discutido na secção 6.1.

De acordo com o gráfico da Figura 45, observa-se que a rugosidade  $S_a$  exibe curvas crescentes com a progressão da razão  $r$  para ambas as  $T_{fio}$ . Este comportamento está associado às características morfológicas resultantes do mecanismo de remoção de material predominante.

Esta tendência crescente da rugosidade  $S_a$  é ocasionada devido à formação da superfície com predomínio de fraturas frágeis que é resultado dos maiores valores assumidos pela razão  $r$ , atribuído ao aumento da  $v_f$  juntamente com a redução da  $v_c$ . Do contrário, os menores valores da razão  $r$ , por causa da diminuição da  $v_f$  e aumento da  $v_c$ , facilitaram a formação da superfície com maior presença de ranhuras livres de danos. Este comportamento acompanha os aspectos morfológicos exibidos pelas micrografias apresentadas nas Tabelas 10 e 11 na secção 6.2.1.

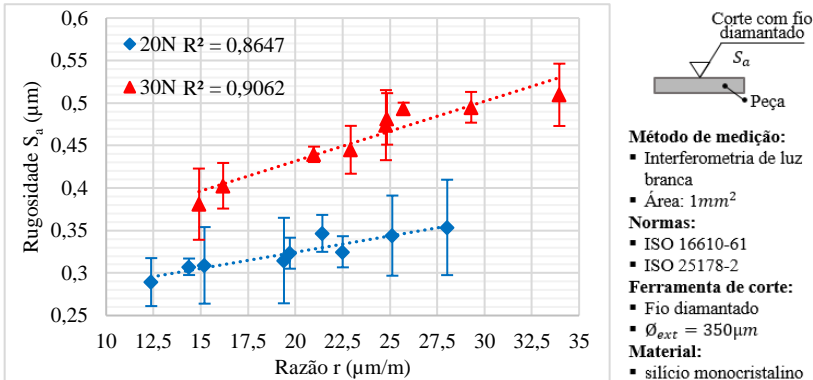


Figura 45 – Influência da razão  $r$  sobre o parâmetro de rugosidade  $S_a$ .

No gráfico (Figura 45) é observado um deslocamento no eixo da abscissa (razão  $r$ ) entre as curvas para as  $T_{fio}$  de 20 e 30N. Esta diferença está associada aos diferentes valores da  $v_{f,efet}$ . A progressão da  $T_{fio}$  (20→30N) promove atenuação do tempo de estabilização de corte, fazendo com que a  $Q_{mat,efet}$  seja afetada pelos diferentes valores da  $v_{f,efet}$ . Portanto, em virtude do valor da razão  $r$  ser diretamente proporcional aos valores da  $v_{f,efet}$ , este não assumirá valores similares, conforme exibido pelo deslocamento no eixo da abscissa entre as curvas.

Verifica-se também diferenças entre as curvas da  $T_{fio}$  de 20 e 30N no eixo da ordenada (rugosidade  $S_a$ ), nas quais estas curvas apresentam diferentes magnitudes. Conforme discutido nesta seção, isto é atribuído à característica morfológica gerada, pois a superfície resultante do emprego da tensão de 30N apresentou menos fraturas frágeis e mais ranhuras profundas e pronunciadas, quando comparada às superfícies usinadas para  $T_{fio}=20\text{N}$ , o que resultou na maior magnitude de  $S_a$ , corroborando com os relatos de Würzner *et al.* [90].

Ainda correlacionando as características de textura da superfície com a morfologia, objetivando complementar as discussões referentes às análises de formação da superfície, a Figura 46 mostra a superfície tridimensional do silício monocristalino com ênfase nos diferentes perfis topográficos.

Apesar da obtenção da rugosidade via métodos sem contato representarem os valores e aspectos resultantes do processo com maior precisão, quando comparado aos de contato mecânico, há uma característica gerada que é somente explicitada pelo perfil bidimensional quando analisadas nas orientações da direção de avanço e de corte.

O perfil extraído da direção de avanço é mostrado na Figura 46a. Conforme observado, a superfície apresenta ranhuras ao longo da direção de avanço que, de acordo com Sopori *et al.* [91], são formadas em virtude da orientação restrita dos grãos de diamante na alma do fio, que se prolongam na direção do movimento do fio diamantado. Huang *et al.* [86] relatam que o perfil extraído destas ranhuras é, visualmente, com formato de canais em “U” que atribuem uma ondulação ao perfil. Se for considerada a diferença de pico a vale da ranhura (ou canal “U”), possivelmente, esta acresce o valor aritmético ( $S_a$ ) devido à dificuldade em extrair somente a rugosidade com a remoção desta ondulação oriunda das ranhuras formadas pelo próprio processo de corte.

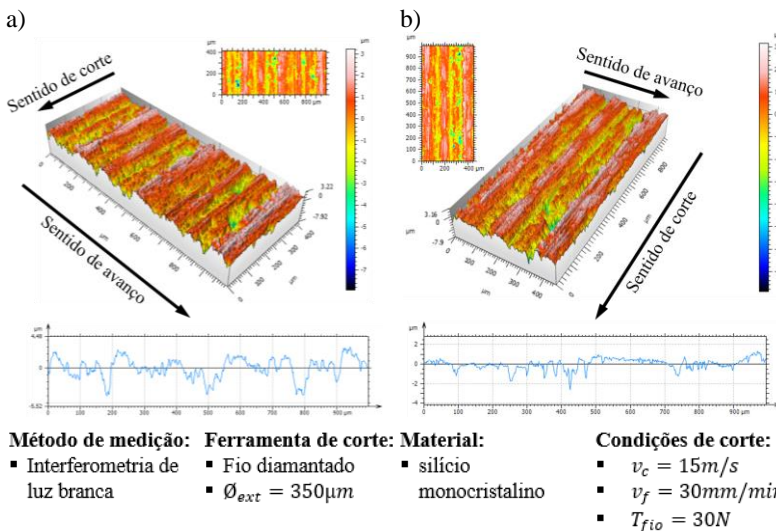


Figura 46 – Superfície tridimensional do silício monocristalino: a) ênfase na direção de avanço; b) ênfase na direção de corte.

Na Figura 46b é mostrada a mesma superfície do silício monocristalino com ênfase nas ranhuras que se prolongam na direção de corte. Esta característica é associada à orientação restrita dos grãos abrasivos de diamante sobre a alma do fio, na qual a superfície apresentará ranhuras orientadas e paralelas entre si, conforme já relatado. É, principalmente, nesta direção que o volume de material removido por grão de diamante será fortemente influenciado pela frequência de engajamento do mesmo quando variadas as condições de corte. O perfil extraído expõe maior

quantidade de vales do que picos e isto ocorre devido à ranhura apresentar, na sua parte inferior, crateras e/ou *pittings*.

De maneira geral, constatou-se que as variações dos valores da rugosidade  $S_a$  são influenciadas pelas diferentes condições de corte. Notou-se que os valores de  $S_a$  seguem a mesma tendência de magnitude da  $F_f$  sob variação da  $v_f$  e, similarmente, para a variação da  $v_c$ . A progressão da rugosidade possibilitou ser comparada com as micrografias da secção 6.3.1. Observou-se que a rugosidade está intimamente ligada ao regime de remoção de material que altera a topografia da superfície, também verificado por Hardin [75].

Os efeitos da variações dos níveis dos parâmetros de  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  sobre a rugosidade  $S_a$  são apresentados na Tabela 12 por meio do efeito médio de cada nível, da diferença percentual e dos valores p. Conforme Tabela 12, todos os fatores apresentam valor-p < 0,05, portanto, é possível afirmar que a  $v_f$ , a  $v_c$  e a  $T_{fio}$  têm efeito significativo sobre a rugosidade  $S_a$ .

Todavia, observa-se que nem todos os níveis (-1, 0 e +1) apresentaram efeito significativo, na qual a variação da  $v_c$  de 10→15m/s e 15→20m/s, e da  $v_f$  de 30→40mm/min exibiram valor-p > 0,05.

Tabela 12 – Análise de variância dos parâmetros de corte sobre a rugosidade  $S_a$ .

Condições	Rugosidade $S_a$		
	Efeito ( $\mu\text{m}$ )	(%)	Valor-p
$v_c$ (10→20)	- 0,040	- 10%	0,000894
$v_c$ (10→15)	- 0,019	- 5%	0,090355
$v_c$ (15→20)	- 0,021	- 5%	0,068009
$v_f$ (20→40)	+ 0,061	+ 17%	0,000003
$v_f$ (20→30)	+ 0,041	+ 12%	0,000624
$v_f$ (30→40)	+ 0,020	+ 5%	0,079310
$T_{fio}$ (20→30)	+ 0,134	+ 41%	0,000000

De forma classificatória, nota-se que o fator  $T_{fio}$  apresentou efeito mais intenso, com o aumento de até +41,5% da rugosidade  $S_a$ , conforme observado pelas discrepâncias entre as curvas de progressão de  $S_a$  para os níveis de 20 e 30N. Em seguida encontram-se os fatores  $v_f$  e  $v_c$  com percentual de até +17,2% e -9,7%, respectivamente. Com relação a  $v_f$ , este fator teve efeito na forma de aumento dos valores médios de  $S_a$ . Por outro lado, a progressão da  $v_c$  resultou na redução dos valores médios de  $S_a$ .



### 6.3.4 Microtrincas na subsuperfície do silício monocristalino

Os danos residuais na forma de microtrincas presentes na subsuperfície do silício monocristalino foram avaliados com observações por microscopia eletrônica de varredura. A Figura 47 mostra as micrografias da subsuperfície com ênfase na influência das condições de corte empregadas sobre as microtrincas. Para cada micrografia o ângulo de inclinação ( $\alpha$ ) e a profundidade média de microtrinca são informados.

No geral, as microtrincas são formadas, principalmente, devido ao comportamento frágil do silício monocristalino, conforme descrito por Lawn e Wilshaw [37]. A aparição destas microtrincas está associada à ocorrência de fratura frágil antes que se atinja deformação plástica do material durante a penetração do gume do grão de diamante.

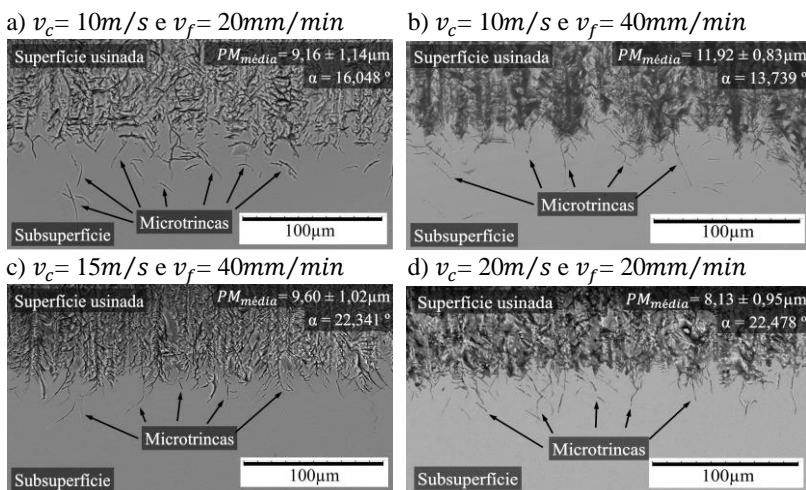


Figura 47 – Microtrincas presentes na subsuperfície do silício monocristalino para a  $T_{fio} = 20\text{N}$ .

Quando a superfície do silício monocristalino é submetida ao carregamento do grão de diamante, haverá formação de um campo de tensão. Este campo, a partir do momento que se ultrapassa o limite crítico  $h_{cu,crit}$ , apresentará tensão de tração predominante, divergindo da lei de Hertz. Portanto, as condições de contorno favorecem para que o estado de tensão do silício monocristalino, no âmbito do gume, apresente energia de nucleação e propagação de microtrincas abaixo da energia necessária para promover deformação plástica. Desta forma, no momento da formação do

cavaco o limite de resistência à fratura será atingido antes que o material apresente deformação plástica.

Analisando as micrografias da Figura 47, verifica-se que as microtrincas iniciam-se, principalmente, das ranhuras formadas na superfície e é observado predomínio de microtrincas axiais. De acordo com Kang *et al.* [93] e Möller [44], isto condiz com a orientação restrita dos grãos de diamante que introduzem microtrincas uniformemente alinhadas ao longo da direção das ranhuras periódicas produzidas pelo fio diamantado.

Observa-se que há, evidentemente, predominância de microtrincas axiais que se formam na direção quase paralela à força normal do grão abrasivo sobre a superfície, conforme Figura 47. Isto fortalece a hipótese de que as microtrincas laterais, formadas quando há o descarregamento do grão de diamante, geralmente, não permanecem como danos residuais na subsuperfície, uma vez que estas emergem à superfície e facilitam a formação de cavacos fragmentados por fratura frágil.

Ainda que as microtrincas axiais formadas, normalmente, apresentem-se paralelas à direção da força normal do indentedor (neste caso, os grãos de diamante fixos na alma do fio), no corte com fio diamantado estas são levemente oblíquas (Figura 48). De acordo com Gao *et al.* [94], isto acontece em virtude do carregamento tangencial promovido pelo grão de diamante induzido pelo movimento de corte do fio diamantado.

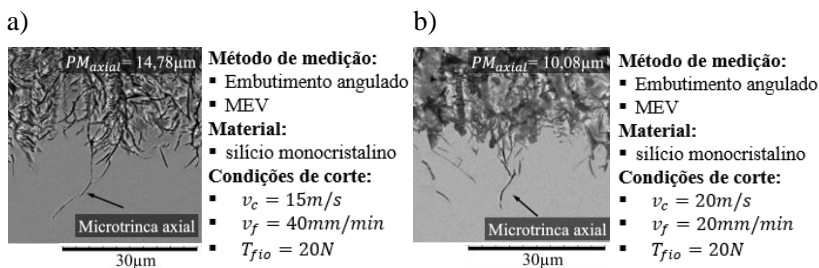


Figura 48 – Subsuperfície do silício monocristalino enfatizando a presença de microtrinca axial oblíquas.

Li *et al.* [95] acrescentam que o ângulo de saída estocástico dos grãos de diamante leva à formação do campo de tensão não homogêneo, portanto, diferentes deformações, o que influencia a nucleação e propagação destas microtrincas. Liu *et al.* [5] citam que a direção e ângulo de inclinação dependem do plano cristalográfico que apresenta menor resistência à fratura para que a propagação das microtrincas seja facilitada.

Para melhor entender a influência do processo de corte com fio diamantado contínuo sobre a subsuperfície do silício monocristalino, os

gráficos da Figura 49 mostram a progressão da profundidade média de microtrincas, com respectivos desvios padrão, em função das diferentes condições de  $v_f$ ,  $v_c$  e  $T_{fio}$ .

Conforme os gráficos da Figura 49, as curvas da profundidade média de microtrincas apresentam comportamento crescente com o aumento da  $v_f$ . De acordo com Gao *et al.* [60], este acréscimo da profundidade média de microtrincas ocorre devido à maior  $T_\mu$  dos gumes cinemáticos dos grãos de diamante e a força normal ( $F_f$ ) a que estes são submetidos sobre a superfície do silício monocristalino que, em conjunto, favorecem a formação e propagação de microtrincas.

Neste caso, o comportamento crescente das curvas corrobora com o aumento da variável  $v_f$ , pois a transição de magnitudes 20→30→40mm/min promovem maior média de  $h_{cu}$  (equivalente a  $T_\mu$ ) e  $F_f$ , propiciando as condições de contorno para que as microtrincas atinjam maior profundidade da subsuperfície. Ressalta-se que todo o comprimento de contato do fio diamantado sobre a superfície promove formação de microtrincas e não somente para os grãos que efetivamente imprimem seu formato sobre a superfície usinada.

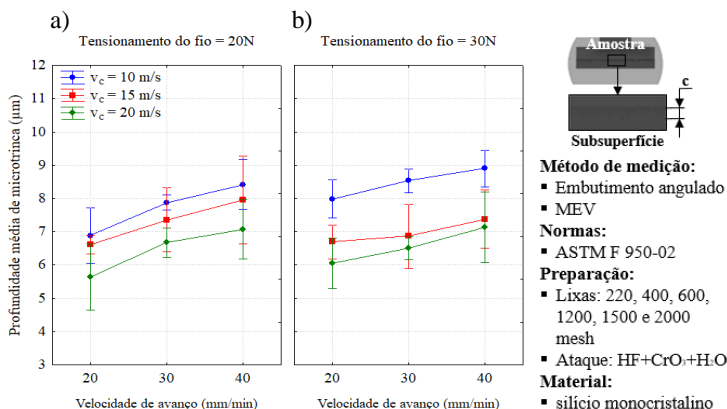


Figura 49 – Influência da variação da  $v_f$  e da  $v_c$  sobre a profundidade média de microtrincas para a  $T_{fio}$  de: a) 20N; b) 30N.

Por outro lado, observa-se que para a variação da  $v_c$  a profundidade média de microtrincas é reduzida. Atribui-se esta redução a maior frequência de engajamento submetida aos grãos de diamantes que resultam no decréscimo da média da  $h_{cu}$ , o que resulta em menor  $f_g$  e reduz a nucleação e propagação das microtrincas. Em virtude da  $T_\mu$  dos grãos de

diamante sobre a superfície ser significativamente minimizada com o aumento da  $v_c$ , as condições que formam o campo de tensão no âmbito dos gumes cinemáticos tenderão a limitar a profundidade que as microtrincas se propagam na subsuperfície.

Möller [44] e Liu *et al.* [5] acrescentam que a redução da profundidade média de microtrincas é derivada da menor magnitude de força que os grãos de diamante são pressionados sobre a superfície. Ou seja, o aumento da  $v_c$  reduz a força de avanço (conforme visto na secção 6.2), modifica a distribuição do campo de tensão no âmbito do gume e, conseqüentemente, as condições de tensão para início das microtrincas. Desta forma, a profundidade da subsuperfície danificada por fratura (microtrincas) tende a ser reduzida quando se altera a  $v_c$ , neste caso na sequência de magnitudes de  $10 \rightarrow 15 \rightarrow 20 m/s$ .

Para a variação da tensão do fio diamantado ( $T_{fio}$ ) de 20 e 30 N a profundidade média de microtrincas não apresentou curvas com diferenças de magnitudes.

Dado que o modo de remoção de material é fortemente influenciado pelas condições de corte, a profundidade média das microtrincas foi analisada pela razão  $r = v_f/v_c$  ( $\mu m/m$ ). Apesar deste índice ser convencionalmente empregado nas análises da superfície, a razão  $r$  foi empregada a fim de verificar a influência dos parâmetros sobre os danos residuais na subsuperfície. Ressalta-se que os valores da  $v_f$  correspondem aos valores da  $v_{f,efet}$ .

Conforme mostrado no gráfico da Figura 50, verifica-se que os danos residuais na subsuperfície apresentam comportamento crescente com o aumento do valor da razão  $r$ . Conforme já relatado, a razão  $r$  assume maiores valores para a progressão da  $v_f$  ( $20 \rightarrow 30 \rightarrow 40 mm/min$ ) e redução da  $v_c$  ( $20 \rightarrow 15 \rightarrow 10 m/s$ ) que, em conjunto, proporcionam acréscimo da média da  $h_{cu}$  dos gumes cinemáticos, o que favorece que as microtrincas atinjam maior profundidade da subsuperfície.

Nas condições com os maiores valores da razão  $r$ , por causa do aumento da  $v_f$  e redução da  $v_c$ , as microtrincas alcançaram maior profundidade da subsuperfície. A imposição desta condição resulta na maior  $T_\mu$  dos grãos de diamante sobre a superfície do silício monocristalino, o que causa a formação de microtrincas com maior comprimento.

Chung e Le [84] citam que o aumento da  $v_f$  e redução da  $v_c$ , em conjunto, favorecem para que haja mais gumes cinemáticos removendo material no regime frágil. Portanto, nestas condições há maior propensão

de ocorrência de microtrincas mais profundas, conforme explicitado no gráfico da Figura 50 quando a razão  $r$  assumiu os maiores valores.

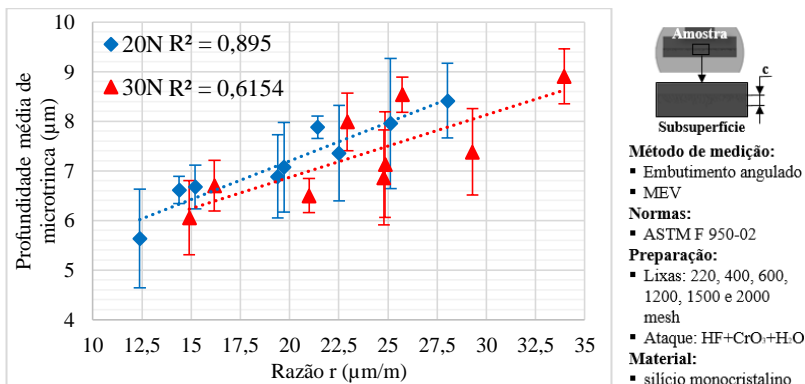


Figura 50 – Influência da razão  $r$  sobre a profundidade média de microtrincas.

Por outro lado, os menores valores assumidos pela razão  $r$  correspondem à redução da  $v_f$  e aumento da  $v_c$ , concomitantemente. Neste caso, conforme Chung e Le [84], estas condições de corte promovem o aumento significativo da quantidade de gumes cinemáticos com a  $h_{cu}$  menor que o limite crítico, ou seja, no regime dúctil. Atribuindo o regime dúctil como dominante no momento da remoção de material, o campo de tensão que se forma no âmbito do gume do grão de diamante apresenta um estado de compressão suficiente para reduzir a profundidade de propagação das microtrincas. Portanto, para os menores valores da razão  $r$ , houve decréscimo da profundidade danificada por microtrincas.

Ainda no gráfico da Figura 50, observa-se ainda que há um deslocamento no eixo da abscissa (razão  $r$ ) entre as curvas de  $T_{fio}$  de 20N e 30N. Esta discrepância é atribuída aos diferentes valores assumidos pela  $v_{f,efet}$  e que são resultantes da transição da  $T_{fio}$  em 20→30N, conforme também discutido na secção 6.3.3 para a análise da rugosidade  $S_a$ . No entanto, não é observada diferença de magnitudes no eixo da ordenada entre as curvas de tensão do fio diamantado de 20 e 30N.

No geral, o comportamento da profundidade média de microtrincas seguiu as respostas de força avanço ( $F_f$ ). Isto indica que o aumento de esforço por grão de diamante ( $f_g$ ) favorece a formação e propagação de microtrincas. Com a redução dos valores da  $F_f$  houve decréscimo da profundidade de danos residuais. Os resultados verificados nesta secção também corroboram com o aspecto de morfologias e de rugosidade.

No que concerne à morfologia, para a predominância de regime de remoção de material, os resultados da profundidade de microtrincas comportaram-se proporcionalmente. Ou seja, quando houve mais presença de fraturas frágeis na superfície, as microtrincas atingiram maior profundidade. Do contrário, quando a superfície apresentou mais ranhuras livres de danos, a profundidade da subsuperfície danificada também foi reduzida. Este padrão também foi observado para as tendências das curvas da rugosidade  $S_a$ , todavia a variação da  $T_{fio}$  não apresentou diferença de magnitudes entre as curvas da profundidade média de microtrincas.

A fim de verificar os efeitos das variações dos parâmetros de  $v_f$ ,  $v_c$  e  $T_{fio}$  sobre a profundidade média de microtrincas, foi empregada a técnica ANOVA. A Tabela 13 apresenta o efeito médio de cada nível, a diferença percentual e os valores p para cada parâmetro de corte.

Tabela 13 – Análise de variância dos parâmetros de corte sobre a profundidade média de microtrincas.

Condições	Profundidade média de microtrinca		
	Efeito ( $\mu\text{m}$ )	(%)	Valor-p
$v_c$ (10→20)	- 1,59	- 20%	0,000003
$v_c$ (10→15)	- 0,96	- 12%	0,001201
$v_c$ (15→20)	- 0,64	- 9%	0,021269
$v_f$ (20→40)	+ 1,16	+ 18%	0,000169
$v_f$ (20→30)	+ 0,66	+ 10%	0,017888
$v_f$ (30→40)	+ 0,51	+ 7%	0,059292
$T_{fio}$ (20→30)	+ 0,17	+ 2%	0,416201

Conforme a Tabela 13, somente os fatores da  $v_f$  e da  $v_c$  apresentaram efeito significativo sobre a profundidade média de microtrincas. Observou-se que a  $v_c$  teve efeito mais intenso, no qual houve redução da profundidade de microtrincas em até -20%. Já a  $v_f$  cresceu em até +18%. Ressalta-se que a variação da  $v_f$  de 30→40mm/min apresentou valor-p > 0,05. Os demais níveis da  $v_f$  e da  $v_c$  apresentaram efeitos significativos. A variação da tensão do fio diamantado ( $T_{fio}$ ) de 20→30N exibiu valor-p > 0,05. Este comportamento já era esperado, uma vez que as curvas de profundidade média de microtrincas para a progressão da  $v_f$  e da  $v_c$  para os diferentes níveis de  $T_{fio}$  apresentaram magnitudes similares.

## 7 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

### 7.1 Conclusões

O presente trabalho propôs uma investigação experimental do processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo. Para tanto, a mesma fora executada em duas macroetapas: 1) implementação de um sistema eletromecânico de avanço; e 2) investigação experimental do processo de corte.

1) O sistema de avanço da bancada de corte se baseava no uso de força de avanço constante, através de um sistema de contrapesos. O presente trabalho propôs um sistema eletromecânico de avanço, o qual foi projetado e implementado na bancada de corte. O novo sistema de avanço se baseia em uma eletrônica dedicada ao eixo  $Y$  e uma interface de comando, o que permitiu que a  $v_f$  se tornasse um parâmetro de entrada. Facilitado pela característica do sistema motriz (motor de passo), tornou-se possível empregar a  $v_f \geq 0,08\text{mm}/\text{min}$  para o carro porta-amostra. Como o sistema de avanço anterior estava limitado a uma força de avanço mínima de  $1,5\text{N}$  (devido às características das guias e do sistema de contrapesos), não era possível realizar cortes com avanço abaixo de  $15\text{mm}/\text{min}$ . Desta forma, investigações próximas às condições de usinagem usadas na indústria de *wafering* se tornaram possíveis.

2) Na etapa experimental, foram investigados os efeitos da variação dos parâmetros  $v_c$ ,  $v_f$  e  $T_{fio}$  sob os aspectos de força de avanço e integridade da superfície, podendo-se concluir que:

a) Com relação à força de avanço ( $F_f$ ), verificou-se que todos os fatores apresentaram influência. De forma classificatória, a  $v_f$  teve maior intensidade de efeito, promovendo o aumento da  $F_f$  em até +78%. Já a  $v_c$  apresentou efeito inverso, na qual a  $F_f$  reduziu em até -66%. A tensão do fio diamantado ( $T_{fio}$ ) apresentou menor intensidade de efeito quando comparada aos demais fatores, promovendo aumento da  $F_f$  em até +20%. O comportamento da  $F_f$  pode ser atribuído a variação da média da  $h_{cu}$  que se estabelece durante a remoção de material, pois esta afeta diretamente o volume de material removido e, conseqüentemente, a força normal por grão abrasivo ( $f_g$ ). Foi observado que a conjugação das condições

de corte empregadas, tal como a redução da  $v_f$  juntamente com aumento da  $v_c$  e vice-versa, geram diferentes volumes de material removido por metro do fio diamantado e isto apresentou efeito significativo sobre a  $F_f$ .

b) Referente à integridade da superfície, as análises do aspecto morfológico expuseram diferentes características, classificando-as em regiões que sofreram remoção frágil e dúctil. Verificou-se que todos os fatores afetaram significativamente as características resultantes da superfície. O aumento da  $v_f$  gera a formação da superfície com mais regiões com fraturas frágeis, devido esta variável propiciar a  $h_{cu} \geq h_{cu,crit}$ . Já o aumento da  $v_c$  conduz a maior frequência de engajamento dos grãos de diamante, reduzindo significativamente a média da  $h_{cu}$  o que favorece a remoção de material no regime dúctil. A variação da  $T_{fio}$  de 20 para 30N permitiu a formação da superfície com mais regiões dúcteis na forma de ranhuras, porém estas apresentaram-se profundas e pronunciadas.

c) Os mecanismos de remoção de material observados pela avaliação morfológica foram confirmados por meio da técnica de espectroscopia Raman. Com base nas considerações de Gao e Ge [63], referentes à influência dos parâmetros de corte com fio diamantado sobre a morfologia do silício monocristalino, verificou-se que as regiões fraturadas apresentam somente espectro da fase Si-I, que diz respeito ao cristal puro de silício que tem estrutura cúbica de diamante. Com a redução da  $v_f$  e aumento da  $v_c$  a superfície apresentou menor predominância de regime frágil, com mais formação de ranhuras livres de danos. Nestas ranhuras, além da fase Si-I, foram identificadas as fases metaestáveis Si-XII e Si-III e a fase a-Si. A presença destas fases indica que a superfície sofreu transformação de fase Si-I→Si-II. Além disto, observou-se que a variação dos parâmetros de  $v_c$  e de  $v_f$  contribuem para a formação da superfície no regime dúctil, evidenciada pela presença de fase amorfa (a-Si) na superfície. Já a  $T_{fio}$  não apresentou efeito sobre as fases presentes na superfície usinada.

d) Com relação à rugosidade, o aumento da  $v_f$  promoveu o crescimento de até +17% do parâmetro  $S_a$ . Já a variação da  $v_c$  apresentou redução na ordem de -10% dos valores médios da rugosidade  $S_a$ . A variação da tensão ( $T_{fio}$ ) de 20 para 30N promoveu aumento significativo da rugosidade, na ordem de aproximadamente +41% do parâmetro  $S_a$ . Veri-



ficou-se que o comportamento de  $S_a$  seguiu o aspecto morfológico da superfície observado via MEV, uma vez que a quantificação topográfica explicita uma parcela das características da superfície.

e) A subsuperfície foi avaliada por meio do embutimento angulado, de forma a verificar a presença de microtrincas por microscopia eletrônica de varredura. Com o aumento da  $v_f$  observou-se que a profundidade média de microtrincas aumentaram até +18% em virtude da  $v_f$  propiciar maior  $h_{cu}$  dos gumes cinemáticos, o que favorece formação de microtrincas. Do contrário, quando alterado os valores da  $v_c$  a profundidade média de microtrincas tenderam a reduzir em até -20%, por causa da diminuição da  $h_{cu}$ . Verificou-se também que a conjugação entre os parâmetros  $v_c$  e  $v_f$ , avaliados por meio da razão  $r$ , tem efeito significativo sobre a formação das microtrincas. A profundidade das mesmas reduziram quando decrescido o valor da razão  $r$ . Quanto ao parâmetro  $T_{fio}$ , este não apresentou efeito significativo sobre a profundidade dos danos na subsuperfície. Os resultados das microtrincas corroboraram com o comportamento da  $F_f$ , na qual o aumento da  $F_f$  há maior profundidade das microtrincas. Confrontando com o aspecto morfológico, a profundidade média de microtrincas comportaram-se proporcionalmente a predominância de regime de remoção de material. O comportamento das microtrincas também seguiu o comportamento crescente dos valores da rugosidade  $S_a$ .

## 7.2 Sugestões para trabalhos futuros

A seguir são apresentadas sugestões para trabalhos futuros.

### 7.2.1 Sistema eletromecânico de avanço

Implementar um sistema de malha fechada, baseado na célula de carga, para regular a  $v_f$  em função da variação da  $T_{fio}$  durante o processo de corte.

Neste novo sistema, a mola, que atualmente estabelece a  $T_{fio}$ , deve ser substituído pela célula de carga. Utilizando o DAQ, deve-se integrar a aquisição de dados da tensão do fio durante o corte junto ao diagrama de blocos da interface de comando do sistema de avanço para autocorrigir a  $v_f$ , de forma a garantir que esta variável permaneça constante em todo o corte e o processo atinja estabilidade logo no início do contato fio dia-

mantado-silício. Deve-se também integrar um *encoder* para monitorar velocidade de deslocamento do carro porta-amostra. Sugere-se usar um sensor IR integrado ao arduino da eletrônica dedicada.

### 7.2.2 Investigações experimentais do processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo

- Investigar o processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo aplicando a remoção de material nas demais orientações cristalográficas, além da (100).
- Efetuar uma investigação comparativa entre silício monocristalino e policristalino;
- Mapear as condições de corte que qualifiquem e quantifiquem o limiar para ocorrência da transição frágil-dúctil do silício monocristalino no corte com fio diamantado contínuo;
- Analisar a influência do desgaste dos grãos de diamante sobre a  $F_f$  e a integridade da superfície;
- Avaliar a relação de magnitude da deflexão do fio diamantado com a resposta em termos da  $F_f$ ;
- Elaborar um modelo para prever a profundidade de microtrincas;
- Investigar experimentalmente o processo com diâmetro nominal externo do fio diamantado  $< 350\mu m$ ; Usar magnitude da  $v_f$  industrialmente empregada, conforme Tabela 5 da seção 2.3.2, bem como utilizar outros níveis de tensão do fio diamantado.
- Avaliar a influência da aplicação de diferentes meios lubrificantes no comportamento da integridade da superfície;

Utilizar um sistema de medição de esforços que permita mensurar as diferentes componentes de força ( $F_c$  e  $F_f$ ).

## REFERÊNCIAS

- [1] ELLABBAN, O.; ABU-RUB, H.; BLAABJERG, F. Renewable energy resources: Current status, future prospects and their enabling technology. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 39, p. 748–764, 2014.
- [2] MARIANO, J. D. A.; ROMANO, C. A. Brazil Market Outlook for Photovoltaic Solar Energy: A Survey Study. **British Journal of Applied Science & Technology**, v. 21, n. June, p. 1–11, 2017.
- [3] YU, X.; WANG, P.; LI, X.; YANG, D. Thin Czochralski silicon solar cells based on diamond wire sawing technology. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 98, p. 337–342, 2012.
- [4] KLOCKE, F. **Manufacturing Process 2: Grinding, Honing, Lapping**. RWTH ed. Berlim - Germany: Springer, 2008.
- [5] LIU, T.; GE, P.; BI, W.; GAO, Y. Subsurface crack damage in silicon wafers induced by resin bonded diamond wire sawing. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 57, n. May 2016, p. 147–156, 2017.
- [6] MÖLLER, H. J. Wafer Processing. In: PETER RUDOLPH (Ed.). **Handbook of Crystal Growth: Bulk Crystal Growth**. 2. ed. Schönefeld - Germany: Elsevier B.V., 2014. v. 2p. 715–755.
- [7] KIM, H.; KIM, D.; KIM, C.; JEONG, H. Multi-wire sawing of sapphire crystals with reciprocating motion of electroplated diamond wires. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 62, n. 1, p. 335–338, 2013.
- [8] PEGUIRON, J.; MUELLER, R.; ZANETTI, J.; HABEGGER, S.; BURRI, M.; DI SOPRA, F. M. Reducing wire wear by mechanical optimization of equipment in diamond-wire wafering. **PV Production Annual**, p. 1–9, 2014.
- [9] CHEN, K.; LIU, Y.; WANG, X.; ZHANG, L.; SU, X. Novel texturing process for diamond-wire-sawn single-crystalline silicon solar cell. **Solar Energy Materials and Solar Cells**, v. 133, p. 148–155, 2015.
- [10] KUMAR, A.; KAMINSKI, S.; MELKOTE, S. N.; ARCONA, C. Effect of wear of diamond wire on surface morphology, roughness and subsurface damage of silicon wafers. **Wear**, v. 364–365, p. 163–168, 2016.
- [11] SAFA KASAP; PETER CAPPER. **Handbook of Electronic and Photonic Materials**. 1. ed. New York, USA: Springer US, 2013. v. 53
- [12] BIDIVILLE, A. **Wafer sawing processes: from microscopic phenomena to macroscopic properties**. 196 f. Tese (Doutorado em Ciências). Université de Neuchâtel. 2010.

- [13] EL-KAREH, B.; HUTTER, L. N. **Silicon Analog Components**. 1. ed. New York, USA: Springer US, 2015.
- [14] FISHER, G.; SEACRIST, M. R.; STANDLEY, R. W. Silicon crystal growth and wafer technologies. **Proceedings of the IEEE**, v. 100, n. SPL CONTENT, p. 1454–1474, 2012.
- [15] O'MARA, W. C.; HERRING, R. B.; HUNT, L. P. **Handbook of semiconductor silicon technology**. 1. ed. New Jersey, USA: Noyes Publication, 2009.
- [16] EL-KAREH, B. **Silicon Devices and Process Integration: Deep Submicron and Nano-Scale Technologies**. 1. ed. New York, USA: Springer, 2008.
- [17] HULL, R. **Properties of Crystalline Silicon**. 1. ed. United Kingdom: INSPEC, 1999.
- [18] MALUF, N. **An Introduction to Microelectromechanical Systems Engineering**. 1. ed. Londres: Artech House, Inc., 2002. v. 13
- [19] PETERSON, K. E. Silicon as a Mechanical Material. **Proceedings of the IEEE**, v. 70, n. 5, p. 420–457, 1982.
- [20] KWAK, D.; KIM, J.; PARK, S.; KO, H.; CHO, D.-I. Why Is (111) Silicon a Better Mechanical Material for MEMS: Torsion Case. **Microelectromechanical Systems**, v. 2003, n. 111, p. 259–264, 2003.
- [21] WORTMAN, J. J.; EVANS, R. A. Young's modulus, shear modulus, and poisson's ratio in silicon and germanium. **Journal of Applied Physics**, v. 36, n. 1, p. 153–156, 1965.
- [22] GERK, A. P.; TABOR, D. Indentation hardness and semiconductor–metal transition of germanium and silicon. **Nature**, v. 271, n. 5647, p. 732–733, 23 fev. 1978.
- [23] BAGDAHN, J.; SCHISCHKA, J.; SHARPE, W. N. Fracture toughness and fatigue investigations of polycrystalline silicon. **Proceedings of SPIE**, v. 4558, p. 159–168, 2001.
- [24] D. R. EVANS. **Crystal Structure and Growth**. 1-28 f. (Notas de aula: Microelectronic Device Fabrication I). Portland State University - USA. 2014.
- [25] WU, H. **Fundamental Investigations of Cutting of Silicon for Photovoltaic Applications**. 128 f. Tese (Doutorado). Georgia Institute of Technology. 2012.
- [26] GERBIG, Y. B.; STRANICK, S. J.; MORRIS, D. J.; VAUDIN, M. D.;

- COOK, R. F. Effect of crystallographic orientation on phase transformations during indentation of silicon. **Journal of Materials Research**, v. 24, n. 3, p. 1172–1183, 2009.
- [27] DOMNICH, V.; GOGOTSI, Y. Phase Transformations in Silicon Under Contact Loading. **Reviews on Advanced Materials Science**, v. 3, p. 1–36, 2002.
- [28] WU, H.; MELKOTE, S. N. Effect of crystallographic orientation on ductile scribing of crystalline silicon: Role of phase transformation and slip. **Materials Science and Engineering A**, v. 549, p. 200–205, 2012.
- [29] JASINEVICIUS, R. G.; DUDUCH, J. G.; MONTANARI, L.; PIZANI, P. S. Phase transformation and residual stress probed by Raman spectroscopy in diamond-turned single crystal silicon. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 222, n. 9, p. 1065–1073, 2008.
- [30] JASINEVICIUS, R.; PORTO, A.; DUDUCH, J.; PIZANI, P.; LANCIOTTI JR, F.; SANTOS, F. J. Multiple phase silicon in submicrometer chips removed by diamond turning. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 27, n. 4, p. 440–448, 2005.
- [31] GE, D.; DOMNICH, V.; GOGOTSI, Y. High-resolution transmission electron microscopy study of metastable silicon phases produced by nanoindentation. **Journal of Applied Physics**, v. 93, n. 5, p. 2418–2423, mar. 2003.
- [32] JASINEVICIUS, R. G.; DUDUCH, J. G.; PIZANI, P. S. Structure evaluation of submicrometre silicon chips removed by diamond turning. **Semiconductor Science and Technology**, v. 22, n. 5, p. 561–573, 2007.
- [33] SUZUKI, T.; NISHINO, Y.; YAN, J. Mechanisms of material removal and subsurface damage in fixed-abrasive diamond wire slicing of single-crystalline silicon. **Precision Engineering**, v. 50, p. 32–43, 2017.
- [34] NEO, W. K.; KUMAR, A. S.; RAHMAN, M. A review on the current research trends in ductile regime machining. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 63, n. 5–8, p. 465–480, 2012.
- [35] RAVINDRA, D.; GHANTASALA, M. K.; PATTEN, J. Ductile mode material removal and high-pressure phase transformation in silicon during micro-laser assisted machining. **Precision Engineering**, v. 36, n. 2, p. 364–367, 2012.
- [36] 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, 1991.

[37] LAWN, B.; WILSHAW, R. Indentation fracture: principles and applications. **Journal of Materials Science**, v. 10, n. 6, p. 1049–1081, 1975.

[38] WU, H. Wire sawing technology: A state-of-the-art review. **Precision Engineering**, v. 43, p. 1–9, 2016.

[39] D. MARINESCU, I.; HITCHINER, M. P.; UHLMANN, E.; ROWE, W. B.; INASAKI, I. **Handbook of Ceramics Grinding and Polishing**. 1. ed. Waltham, USA: Elsevier, 2015.

[40] MARINESCU, I.; HITCHINER, M.; UHLMANN, E.; ROWE, W. B.; INASAKI, I. **Handbook of machining with grinding wheels**. 2. ed. New York, USA: CRC Press, 2006.

[41] KING, R. F.; TABOR, D. The Strength Properties and Frictional Behaviour of Brittle Solids. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 223, n. 1153, p. 225–238, 1954.

[42] SCHROETER, R. B. **Usinagem de ultraprecisão de elementos ópticos transmissivos no espectro infravermelho**. 217 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina. 1997.

[43] JASINEVICIUS, R. G. **Influência da transição de fase sobre os limites de ductilidade observados no torneamento de ultraprecisão de silício monocristalino**. 189 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo. 1998.

[44] MÖLLER, H. J. Wafering of Silicon. **Semiconductors and Semimetals**, v. 92, p. 63–109, 2015.

[45] MÖLLER, H. J. Basic mechanisms and models of multi-wire sawing. **Advanced Engineering Materials**, v. 6, n. 7, p. 501–513, 2004.

[46] LIEDKE, T.; KUNA, M. Discrete element simulation of micromechanical removal processes during wire sawing. **Wear**, v. 304, n. 1–2, p. 77–82, 2013.

[47] GROUP, S. P. International Technology Roadmap for Photovoltaic (ITRPV) - Results 2017. **ITRPV**, v. 9, n. March, p. 1–37, 2018.

[48] HUANG, H.; LI, X.; XU, X. An Experimental Research on the Force and Energy During the Sapphire Sawing Using Reciprocating Electroplated Diamond Wire Saw. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 139, n. 12, p. 121011, 2017.

[49] TURCHETTA, S.; SORRENTINO, L.; BELLINI, C. A method to

optimize the diamond wire cutting process. **Diamond and Related Materials**, v. 71, p. 90–97, 2017.

[50] ZHANG, Z. Y.; XIAO, B.; DUAN, D. Z.; WANG, B.; LIU, S. X. Investigation on the brazing mechanism and machining performance of diamond wire saw based on Cu-Sn-Ti alloy. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 66, n. March, p. 211–219, 2017.

[51] GE, P.; HOU, Z.; LI, S. Development of Resin Bonded Diamond Wire Saw and Slicing Experiments. **Key Engineering Materials**, v. 416, p. 321–326, 2009.

[52] CHIBA, Y.; TANI, Y.; ENOMOTO, T.; SATO, H. Development of a High-speed Manufacturing Method for Electroplated Diamond Wire. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 2, n. 2, p. 1–4, 2003.

[53] ENOMOTO, T.; SHIMAZAKI, Y.; TANI, Y.; SUZUKI, M.; KANDA, Y. Development of a resinoid diamond wire containing metal powder for slicing a slicing ingot. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 48, n. 1, p. 273–276, 1999.

[54] WATANABE, N.; KONDO, Y.; IDE, D.; MATSUKI, T.; TAKATO, H.; SAKATA, I. Characterization of polycrystalline silicon wafers for solar cells sliced with novel fixed-abrasive wire. **Progress in Photovoltaics: Research and Applications**, v. 18, n. 7, p. 485–490, 2010.

[55] WUNDER, S. **Modelagem e simulação da microtopografia de superfícies retificadas com ferramentas estruturadas**. 106 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina. 2006.

[56] MODESTO, F. A. **Usinagem a verde de cerâmica avançada**. 98 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina. 1997.

[57] LEE, S.; KIM, H.; KIM, D.; PARK, C. Investigation on diamond wire break-in and its effects on cutting performance in multi-wire sawing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 87, n. 1–4, p. 1–8, 2016.

[58] HE, Z.; HUANG, H.; YIN, F.; XU, X. Development of a brazed diamond wire for slicing single-crystal SiC ingots. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 91, n. 1–4, p. 189–199, 2017.

[59] WANG, C. Y.; ZHOU, Y. M.; ZHANG, F. L.; XU, Z. C. Interfacial microstructure and performance of brazed diamond grits with Ni-Cr-P alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 476, n. 1–2, p. 884–888, 2009.

- [60] GAO, Y.; GE, P.; LIU, T. Experiment study on electroplated diamond wire saw slicing single-crystal silicon. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 56, p. 106–114, 2016.
- [61] NORITAKE CO., L. **Diamond Wire (Resin bond, Electroplated)**. Disponível em: <[http://www.noritake.co.jp/eng/products/abrasive/diamond/cutting/d\\_wire.html](http://www.noritake.co.jp/eng/products/abrasive/diamond/cutting/d_wire.html)>.
- [62] KNOBLAUCH, R. **Experimental investigation on silicon wire sawing process**. 68 f. Exame de Qualificação (Doutorado em Engenharia Mecânica)-Universidade Federal de Santa Catarina. 2016.
- [63] GAO, Y. F.; GE, P. Q. Experimental Investigation on Brittle-Ductile Transition in Electroplated Diamond Wire Saw Machining Single Crystal Silicon. **Key Engineering Materials**, v. 431–432, p. 265–268, mar. 2010.
- [64] OZTURK, S.; AYDIN, L.; CELIK, E. A comprehensive study on slicing processes optimization of silicon ingot for photovoltaic applications. **Solar Energy**, v. 161, n. April 2017, p. 109–124, 2018.
- [65] KAYABASI, E.; OZTURK, S.; CELIK, E.; KURT, H. Determination of cutting parameters for silicon wafer with a Diamond Wire Saw using an artificial neural network. **Solar Energy**, v. 149, p. 285–293, 2017.
- [66] XIAO-YE, W.; YAN, L.; SHU-JUAN, L. Experimental Study on Reciprocating Electroplated Diamond Wire Saws Cutting SiC Wafer. **Key Engineering Materials**, v. 450, p. 296–299, 2010.
- [67] GAO, W.; MA, B. J.; CAO, T. K.; LIU, Z. C. Researching and Manufacturing of Endless Diamond Wire Saws and the Cutting Experiment. **Key Engineering Materials**, v. 359–360, p. 445–449, 2008.
- [68] GAO, W.; ZHANG, J. T.; DUAN, J. Y. Study on the Wear Topography of Diamond Endless Wire Saw when Cutting Granite. **Key Engineering Materials**, v. 487, p. 361–365, 2011.
- [69] KNOBLAUCH, R.; COSTA, J. V. M. R.; WEINGAERTNER, W. L.; XAVIER, F. A.; WEGENER, K. Endless diamond wire saw for monocrystalline silicon cutting. **Proceedings of the 17th International Conference of the European Society for Precision Engineering and Nanotechnology, EUSPEN 2017**, n. September, p. 11–15, 2017.
- [70] KNOBLAUCH, R.; SILVEIRA, C. A. DA; CAMPOS, J. E. S. DE; WEINGAERTNER, W. L.; XAVIER, F. A.; WEGENER, K.; ABILIO DA SILVEIRA, C.; SOUZA DE CAMPOS, J. E.; WEINGAERTNER, W. L.; XAVIER, F. A.; WEGENER, K. Test rig for welding diamond wires into a



loop. **Proc. of the Fifth Intl. Conf. Advances in Civil, Structural and Mechanical Engineering - CSM 2017**, p. 37–41, 2017.

[71] KNOBLAUCH, R.; BOING, D.; WEINGAERTNER, W. L.; WEGENER, K.; KUSTER, F.; XAVIER, F. A. Investigation of the progressive wear of individual diamond grains in wire used to cut monocrystalline silicon. **Wear**, v. 414–415, p. 50–58, nov. 2018.

[72] MENG, J. F.; GE, P. Q.; LI, J. F. The surface quality of monocrystalline silicon cutting using fixed abrasive diamond endless wire saw. **International Journal of Computer Applications in Technology**, v. 29, n. 2/3/4, p. 208, 2007.

[73] MENG, J. F.; LI, J. F.; GE, P. Q.; ZHOU, R. Research on Endless Wire Saw Cutting of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiC Ceramics. **Key Engineering Materials**, v. 315–316, p. 571–574, 2006.

[74] GAO, Y. F.; GE, P. Q.; HOU, Z. J. Study on Removal Mechanism of Fixed-Abrasive Diamond Wire Saw Slicing Monocrystalline Silicon. **Key Engineering Materials**, v. 359–360, p. 450–454, 2008.

[75] HARDIN, C. W. **Fixed Abrasive Diamond Wire Saw Slicing of Single Crystal SiC Wafers and Wood**. 77 f. Dissertação (Mestrado). North Carolina State University. 2003.

[76] BACK, N.; OGLIARI, A.; DIAS, A.; SILVA, J. C. DA. **Projeto Integrado de Produtos - Planejamento, Concepção e Modelagem**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois: Editora Manole Ltda., 2010.

[77] STOETERAU, R. L. **Desenvolvimento do Protótipo de uma Máquina-Ferramenta Comandada Numericamente para Usinagem de Ultraprecisão com Ferramenta de Geometria Definida**. 243 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Santa Catarina. 1999.

[78] BÜHLMANN, J. **Development of a high sensitive load cell to measure the wire tension of an endless wire saw**. 30 f. Relatório de Estágio. Universidade Federal de Santa Catarina. 2017.

[79] TÖNSHOFF, H. K.; KARPUSCHEWSKI, B.; HARTMANN, M.; SPENGLER, C. Grinding-and-slicing technique as an advanced technology for silicon wafer slicing. **Machining Science and Technology**, v. 1, n. 1, p. 33–47, 1997.

[80] ASTM INTERNATIONAL. Standard Test Method for Measuring the Depth of Crystal Damage of a Mechanically Worked Silicon Slice Surface by Angle Polishing and Defect. **West Conshohocken**, v. 14, p. 1–5, 2002.

- [81] MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. **Applied Statistics and Probabilty for Engineers**. 6. ed. New York, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2014.
- [82] WANG, P.; GE, P.; GAO, Y.; BI, W. Prediction of sawing force for single-crystal silicon carbide with fixed abrasive diamond wire saw. **Materials Science in Semiconductor Processing**, v. 63, p. 25–32, 2017.
- [83] LIU, T.; GE, P.; GAO, Y.; BI, W. Depth of cut for single abrasive and cutting force in resin bonded diamond wire sawing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 88, n. 5–8, p. 1763–1773, 2017.
- [84] CHUNG, C.; LE, V. N. Depth of cut per abrasive in fixed diamond wire sawing. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 80, n. 5–8, p. 1337–1346, 2015.
- [85] TÖNSHOFF, H. K.; DENKENA, B. **Basics of Cutting and Abrasive Processes**. 1. ed. Berlin - Germany: Springer, 2013.
- [86] HUANG, H.; ZHANG, Y.; XU, X. Experimental investigation on the machining characteristics of single-crystal SiC sawing with the fixed diamond wire. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 81, n. 5–8, p. 955–965, 2015.
- [87] BIDIVILLE, A.; WASMER, K.; KRAFT, R.; BALLIF, C. Diamond Wire-Sawn Silicon Wafers – From The Lab To The Cell Production. **24th European Photovoltaic Solar Energy Conference and Exhibition**, n. September, p. 1400–1405, 2009.
- [88] YAN, J.; ASAMI, T.; HARADA, H.; KURIYAGAWA, T. Fundamental investigation of subsurface damage in single crystalline silicon caused by diamond machining. **Precision Engineering**, v. 33, n. 4, p. 378–386, 2009.
- [89] KOVALCHENKO, A. M.; MILMAN, Y. V. On the cracks self-healing mechanism at ductile mode cutting of silicon. **Tribology International**, v. 80, p. 166–171, 2014.
- [90] WÜRZNER, S.; FALKE, A.; BUCHWALD, R.; MÖLLER, H. J. Determination of the impact of the wire velocity on the surface damage of diamond wire sawn silicon wafers. **Energy Procedia**, v. 77, p. 881–890, 2015.
- [91] SOPORI, B.; DEVAYAJANAM, S.; BASNYAT, P. Surface characteristics and damage distributions of diamond wire sawn wafers for silicon solar cells. **AIMS Materials Science**, v. 3, n. 2, p. 669–685, 2016.
- [92] JACKSON, M. J.; DAVIM, J. P. **Machining with abrasives**. Boston,

MA: Springer US, 2011.

[93] KANG, R. K.; ZENG, Y. F.; GAO, S.; DONG, Z. G.; GUO, D. M. Surface Layer Damage of Silicon Wafers Sliced by Wire Saw Process. **Advanced Materials Research**, v. 797, p. 685–690, 2013.

[94] GAO, Y.; GE, P.; LI, S. Investigation of subsurface damage depth of single crystal silicon in electroplated wire saw slicing. **Key Engineering Materials**, v. 416, p. 306–310, 2009.

[95] LI, H. N.; YU, T. B.; ZHU, L. DA; WANG, W. S. Analytical modeling of grinding-induced subsurface damage in monocrystalline silicon. **Materials and Design**, v. 130, n. December 2016, p. 250–262, 2017.



## APÊNDICE A – Interface de comando do sistema de avanço

Este apêndice tem por objetivo mostrar a interface de comando do sistema de avanço eletromecânico elaborado no *software LabVIEW®* (Figura A.1) e o diagrama de blocos (Figura A.2) que concerne à lógica de programação elaborada. Esta interface de comando é agregada à eletrônica dedicada é responsável pela movimentação do carro porta-amostra no eixo Y.

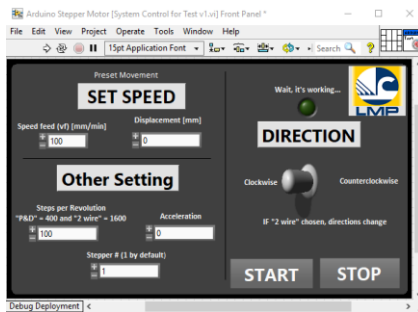


Figura A.1 – Interface de comando para configuração da  $v_f$ .

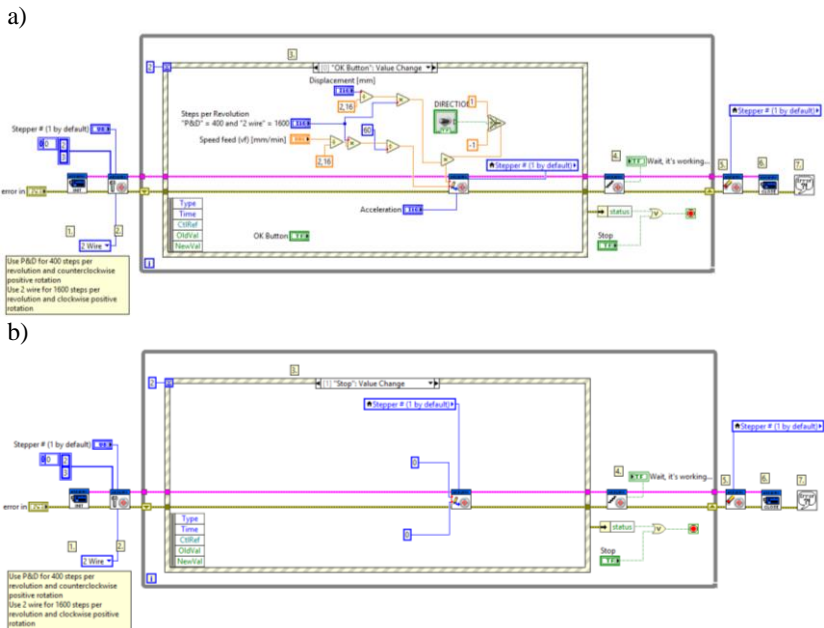


Figura A.2 – Diagrama de blocos.

## APÊNDICE B – Resultados da taxa de remoção de material efetiva $Q_{mat,efet}$

Neste apêndice são mostrados os dados relativos à taxa de remoção de material efetiva ( $Q_{mat,efet}$ ), conforme Tabela B.1. Ressalta-se que estes dados são equivalentes ao contato fio diamantado-silício e foram determinados a partir do tempo de corte extraído dos sinais de força de avanço adquiridos durante a execução dos ensaios e do volume de material removido por corpo de prova.

Tabela B.1 – Resultados da taxa de remoção de material efetiva.

$T_{fio}$ (N)	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	$Q_{mat,efet}$ (mm <sup>3</sup> /s)			$\bar{X}$	$\sigma$	IC
20	10	20	1,01	0,97	1,04	1,00	0,04	0,09
20	10	30	1,16	1,01	1,16	1,11	0,08	0,21
20	10	40	1,44	1,65	1,27	1,45	0,19	0,47
20	15	20	1,13	1,07	1,15	1,12	0,04	0,10
20	15	30	1,88	1,68	1,69	1,75	0,11	0,28
20	15	40	1,84	2,15	1,87	1,95	0,17	0,42
20	20	20	1,27	1,33	1,25	1,28	0,04	0,10
20	20	30	1,62	1,61	1,49	1,58	0,07	0,18
20	20	40	2,00	2,21	1,92	2,04	0,15	0,37
30	10	20	1,20	1,14	1,22	1,19	0,05	0,11
30	10	30	1,35	1,37	1,28	1,33	0,05	0,12
30	10	40	1,86	1,75	1,67	1,76	0,09	0,23
30	15	20	1,21	1,12	1,44	1,26	0,17	0,41
30	15	30	2,10	1,83	1,85	1,93	0,15	0,37
30	15	40	2,34	2,41	2,08	2,28	0,17	0,42
30	20	20	1,46	1,73	1,44	1,54	0,16	0,41
30	20	30	2,06	2,32	2,14	2,17	0,13	0,33
30	20	40	2,46	2,54	2,73	2,57	0,14	0,34

## APÊNDICE C – Resultados da velocidade de avanço efetiva $v_{f,efet}$

Neste apêndice são mostrados os dados referentes a velocidade de avanço efetiva ( $v_{f,efet}$ ), conforme Tabela C.1. Os valores apresentados são equivalentes ao contato fio diamantado-silício e foram determinados a partir do tempo de corte extraído dos sinais de força de avanço adquiridos durante a execução dos ensaios.

Tabela C.1 – Resultados da velocidade de avanço efetiva.

$T_{fio}$ (N)	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	$v_{f,efet}$ (mm/min)			$\bar{X}$	$\sigma$	IC
20	10	20	11,70	11,20	12,00	11,64	0,41	1,01
20	10	30	13,40	11,70	13,40	12,85	0,96	2,39
20	10	40	16,70	19,00	14,70	16,81	2,20	5,46
20	15	20	13,00	12,40	13,40	12,94	0,47	1,17
20	15	30	21,70	19,50	19,60	20,26	1,29	3,21
20	15	40	21,30	24,90	21,60	22,62	1,96	4,86
20	20	20	14,70	15,40	14,50	14,86	0,45	1,13
20	20	30	18,80	18,70	17,30	18,24	0,86	2,14
20	20	40	23,20	25,50	22,30	23,66	1,70	4,23
30	10	20	14,00	13,20	14,20	13,76	0,53	1,31
30	10	30	15,70	15,80	14,80	15,44	0,57	1,43
30	10	40	21,50	20,30	19,30	20,37	1,09	2,71
30	15	20	14,00	13,00	16,70	14,56	1,93	4,80
30	15	30	24,30	21,10	21,50	22,31	1,74	4,31
30	15	40	27,00	27,90	24,10	26,36	1,98	4,91
30	20	20	16,90	20,00	16,70	17,88	1,90	4,73
30	20	30	23,90	26,90	24,70	25,19	1,55	3,86
30	20	40	28,50	29,40	31,60	29,82	1,60	3,97

## APÊNDICE D – Resultados de força de avanço $F_f$

Neste apêndice são mostrados os dados referentes a força de avanço ( $F_f$ ), conforme Tabela D.1. Os valores apresentados representam a média aritmética do sinal adquirido, conforme método de processamento digital de sinal apresentado na secção 4.4.1.

Tabela D.1 – Resultados de força de avanço.

$T_{fio}$ (N)	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	$F_f$ (N)			$\bar{X}$	$\sigma$	IC
20	10	20	7,07	8,27	8,02	7,79	0,63	1,57
20	10	30	9,89	8,71	8,36	8,99	0,80	1,99
20	10	40	12,73	13,68	13,94	13,45	0,63	1,58
20	15	20	3,91	3,31	3,10	3,44	0,42	1,04
20	15	30	4,91	5,56	4,39	4,96	0,59	1,46
20	15	40	7,24	6,93	6,81	6,99	0,22	0,55
20	20	20	1,88	1,68	2,15	1,90	0,23	0,58
20	20	30	2,39	2,26	2,38	2,34	0,07	0,18
20	20	40	4,68	3,93	4,90	4,50	0,51	1,27
30	10	20	9,75	7,98	8,52	8,75	0,91	2,25
30	10	30	10,01	10,56	11,30	10,62	0,65	1,61
30	10	40	13,38	14,86	13,92	14,05	0,75	1,86
30	15	20	4,20	5,29	4,76	4,75	0,55	1,36
30	15	30	5,13	6,23	6,39	5,92	0,69	1,70
30	15	40	9,10	7,56	8,56	8,41	0,78	1,93
30	20	20	2,27	3,37	3,01	2,88	0,56	1,38
30	20	30	4,06	5,38	4,54	4,66	0,67	1,66
30	20	40	5,52	4,99	4,63	5,05	0,45	1,11



## APÊNDICE E – Resultados da profundidade de corte e volume de material removido por metro de fio diamantado

Neste apêndice são mostrados os dados da profundidade de corte ( $a_e$ ) e do volume de material removido por metro de fio diamantado ( $q$ ), conforme Tabela E.1. Os valores da  $a_e$  equivalem a uma aproximação teórica da profundidade de corte média assumida pelo fio diamantado a cada metro. Já os valores do  $q$  representam o volume médio de material removido pelo fio diamantado a cada metro do comprimento útil da ferramenta ( $c_{fio}$ ). A Equação E.1 foi usada para determinar o valor do  $q$ .

$$q = \frac{a_e \times a_p \times b}{c_{fio}} (mm^3/m) \quad \text{Eq. (E.1)}$$

Considerações:  $a_p \approx 0,370mm$ ,  $b = 14mm$  e  $c_{fio} = 1m$ .

Tabela E.1 – Resultados da profundidade de corte e volume de material removido por metro do fio diamantado.

$T_{fio}$ (N)	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	$a_e$ ( $\mu m$ )			$q$ ( $mm^3/m$ )		
20	10	20	0,020	0,019	0,020	10,118	9,665	10,355
20	10	30	0,022	0,020	0,022	11,587	10,137	11,563
20	10	40	0,028	0,032	0,024	14,423	16,458	12,667
20	15	20	0,014	0,014	0,015	7,500	7,157	7,692
20	15	30	0,024	0,022	0,022	12,520	11,206	11,259
20	15	40	0,024	0,028	0,024	12,281	14,314	12,456
20	20	20	0,012	0,013	0,012	6,333	6,638	6,271
20	20	30	0,016	0,016	0,014	8,111	8,068	7,447
20	20	40	0,019	0,021	0,019	10,000	11,029	9,605
30	10	20	0,023	0,022	0,024	12,039	11,364	12,233
30	10	30	0,026	0,026	0,025	13,546	13,673	12,759
30	10	40	0,036	0,034	0,032	18,571	17,500	16,696
30	15	20	0,016	0,014	0,019	8,079	7,454	9,615
30	15	30	0,027	0,023	0,024	13,987	12,167	12,365
30	15	40	0,030	0,031	0,027	15,588	16,042	13,884
30	20	20	0,014	0,017	0,014	7,276	8,667	7,212
30	20	30	0,020	0,022	0,021	10,319	11,618	10,679
30	20	40	0,024	0,025	0,026	12,291	12,693	13,636

## APÊNDICE F – Resultados da rugosidade $S_a$

Neste apêndice são mostrados os dados referentes ao parâmetro de rugosidade  $S_a$  ( $\mu\text{m}$ ), conforme Tabela F.1.

Tabela F.1 – Resultados de rugosidade.

$T_{fio}$ (N)	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	$S_a$ ( $\mu\text{m}$ )			$\bar{X}$	$\sigma$	IC
20	10	20	0,278	0,372	0,294	0,314	0,050	0,125
20	10	30	0,327	0,343	0,370	0,346	0,022	0,054
20	10	40	0,344	0,414	0,303	0,353	0,056	0,139
20	15	20	0,299	0,305	0,318	0,307	0,010	0,024
20	15	30	0,329	0,341	0,305	0,325	0,018	0,045
20	15	40	0,386	0,293	0,353	0,344	0,047	0,117
20	20	20	0,309	0,302	0,257	0,289	0,028	0,070
20	20	30	0,311	0,263	0,353	0,309	0,045	0,112
20	20	40	0,343	0,320	0,307	0,323	0,018	0,045
30	10	20	0,477	0,434	0,424	0,445	0,028	0,069
30	10	30	0,492	0,501	0,487	0,493	0,007	0,018
30	10	40	0,552	0,489	0,488	0,509	0,037	0,091
30	15	20	0,433	0,382	0,393	0,402	0,027	0,067
30	15	30	0,444	0,457	0,521	0,474	0,041	0,102
30	15	40	0,478	0,514	0,493	0,495	0,018	0,045
30	20	20	0,427	0,345	0,371	0,381	0,042	0,104
30	20	30	0,441	0,448	0,430	0,439	0,009	0,022
30	20	40	0,509	0,486	0,449	0,481	0,030	0,075

## APÊNDICE G – Resultados da profundidade média de microtrincas

Neste apêndice são mostrados os dados referentes a profundidade média de microtrincas presentes na subsuperfície ( $\mu\text{m}$ ), conforme Tabela G.1. Os dados correspondem a uma média da contabilização unitária das microtrincas observadas via MEV baseado no embutimento angulado, conforme procedimento apresentado na secção 4.5.4.

Tabela G.1 – Resultados da profundidade média de microtrincas presentes na subsuperfície.

$T_{fto}$ (N)	$v_c$ (m/s)	$v_f$ (mm/min)	Profundidade de microtrincas ( $\mu\text{m}$ )			$\bar{X}$	$\sigma$	IC
20	10	20	7,78	6,76	6,12	6,89	0,84	2,08
20	10	30	7,78	8,13	7,72	7,88	0,22	0,55
20	10	40	8,26	7,75	9,23	8,42	0,75	1,87
20	15	20	6,50	6,93	6,42	6,62	0,27	0,68
20	15	30	7,44	6,36	8,28	7,36	0,96	2,39
20	15	40	8,59	8,83	6,45	7,96	1,31	3,26
20	20	20	6,76	4,87	5,29	5,64	0,99	2,47
20	20	30	7,18	6,39	6,45	6,67	0,44	1,09
20	20	40	8,09	6,76	6,37	7,08	0,90	2,24
30	10	20	8,15	7,34	8,47	7,98	0,58	1,44
30	10	30	8,33	8,33	8,95	8,54	0,35	0,88
30	10	40	8,48	9,53	8,70	8,91	0,55	1,37
30	15	20	6,18	6,72	7,20	6,70	0,51	1,27
30	15	30	7,97	6,17	6,46	6,87	0,96	2,39
30	15	40	6,61	7,22	8,32	7,38	0,87	2,16
30	20	20	6,89	5,45	5,81	6,05	0,75	1,86
30	20	30	6,72	6,67	6,10	6,50	0,34	0,86
30	20	40	5,93	7,96	7,50	7,13	1,06	2,64

## APÊNDICE H – Calibração da célula de carga extensométrica

Neste apêndice é relatado o procedimento de calibração da célula de carga extensométrica utilizada para adquirir o esforço na direção de avanço ( $F_f$ ). O sistema empregado para aquisição dos sinais oriundos deste esforço é o mesmo descrito na secção 5.1.2.

O procedimento consistiu em aplicar um esforço de tração na célula de carga usando massas padrões, conforme Tabela H.1. A aplicação das massas padrões consistiu na seguinte sequência: crescente, decrescente e aleatório.

Tabela H.1 – Pesos utilizados para calibração.

Sequência	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Pesos (N)	0	0,75	5,75	10,75	15,75	20,75	25,75	30,75	35,75

Em seguida, com os dados de peso (N) e do sinal de voltagem de saída da célula de carga, a relação entre ambas foi plotada, conforme gráfico da Figura H.1. Baseado na equação da reta extraída da curva de tendência, os coeficientes da reta foram implementados no diagrama de blocos elaborados para converter os dados de voltagem (V), adquiridos durante o monitoramento do processo de corte de silício monocristalino com fio diamantado contínuo, em  $F_f$  (N) e possibilitar manipulá-los na interface desenvolvida no *software LabVIEW®*.

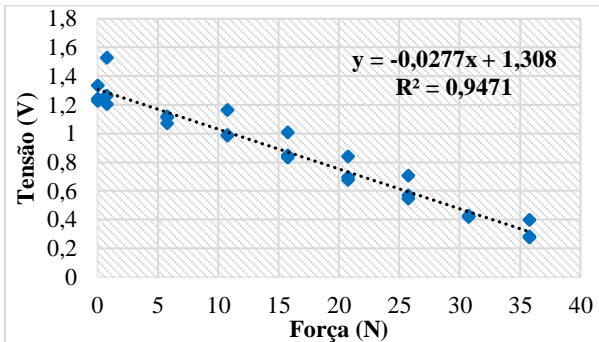


Figura H.1 – Curva de calibração da célula de carga extensométrica.