

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**ANÁLISE DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DOS FILMES FINOS BALINIT
DLC e BALINIT DLC STAR EM BROCAS DE AÇO AISI M2 NO PROCESSO DE
FURAÇÃO DA LIGA Al-Mg-Si 6061-T6**

Jorge Wanderson Barbosa

Belo Horizonte

21 de agosto de 2024

Jorge Wanderson Barbosa

**ANÁLISE DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DOS FILMES FINOS
BALINIT DLC e BALINIT DLC STAR EM BROCAS DE AÇO AISI M2 NO
PROCESSO DE FURAÇÃO DA LIGA Al-Mg-Si 6061-T6**

Defesa de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

Coorientador Prof. Dr. Paulo Sérgio Martins

Belo Horizonte

21 de agosto de 2024

Barbosa, Jorge Wanderson.

B238a Análise do comportamento tribológico dos filmes finos *Balinit DLC* e *Balinit DLC Star* em brocas de aço AISI M2 no processo de furação da liga Al-Mg-Si 6061-T6 / Jorge Wanderson Barbosa. – 2024.
155 f. : il.

Orientador: Ernane Rodrigues da Silva.
Coorientador: Paulo Sérgio Martins.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2024.

Bibliografia.

1. Furação. 2. Rugosidade superficial. 3. Filmes finos de diamantes. 4. Ligas de alumínio. 5. Aço. I. Silva, Ernane Rodrigues da. II. Martins, Paulo Sérgio. III. Título.

CDD: 621.89



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS
GERAIS
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 32 / 2024 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.040095/2024-51

Belo Horizonte-MG, 30 de agosto de 2024.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

*ANÁLISE DO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DOS REVESTIMENTOS BALINIT DLC E
BALINIT DLC STAR EM BROCAS DE AÇO AISI M2 NO PROCESSO DE FURAÇÃO DA LIGA
AL-MG-SI 6061-T6*

Autor: Jorge Wanderson Barbosa

Orientador: Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 21 de agosto de 2024 esta Dissertação:

Prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Paulo Sérgio Martins (COORIENTADOR)
Centro Universitário UNA

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Anderson Júnior dos Santos (EXAMINADOR EXTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Gustavo Henrique Nazareno (EXAMINADOR EXTERNO)
Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - PUCMinas

Prof.^a Dr.^a Luciana Sgarbi Rossino (EXAMINADOR INTERNO)
Faculdade de Tecnologia de Sorocaba - FATEC-So

(Assinado digitalmente em 30/08/2024 21:19)
ANDERSON JUNIOR DOS SANTOS
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 1086094

(Assinado digitalmente em 01/09/2024 23:37)
ERNANE RODRIGUES DA SILVA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 392338

(Assinado digitalmente em 30/08/2024 17:25)
MARCELLO ROSA DUMONT
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2143739

(Assinado digitalmente em 30/08/2024 12:45)
PAULO SÉRGIO MARTINS
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.096-##

(Assinado digitalmente em 30/08/2024 12:33)
LUCIANA SGARBI ROSSINO
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.828-##

(Assinado digitalmente em 02/09/2024 17:47)
GUSTAVO HENRIQUE NAZARENO FERNANDES
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.316-##

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp>
informando seu número: **32**, ano: **2024**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de
emissão: **30/08/2024** e o código de verificação: **3192f91222**

Dedico este trabalho a todos que contribuíram na minha formação pessoal e profissional, que possibilitou minha chegada até o presente momento.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, ao Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), pelo acolhimento e fornecimento dos principais recursos necessários para a realização do projeto de mestrado.

Ao prof. Dr. Ernane Rodrigues da Silva pelo acompanhamento e orientação.

Ao prof. Dr. Paulo Sérgio Martins, não apenas pela coorientação, mas também pela amizade e estímulo.

Ao amigo Elhadji Cheikh pelo apoio, discussões e por ser presença constante ao longo da elaboração desse trabalho.

À Caroline Fernandes de Paula Almeida pela amizade e profissionalismo e paciência durante essa jornada.

À empresa Oerlikon Balzers, por ser parceira nesse estudo, na deposição do filme DLC, em especial a Alexandre Alves de Queiroz.

À empresa Nipo-Tec, por ter cedido e preparado as amostras de aço rápido, em especial aos Srs. José Ivair de Oliveira e Jefferson Osvaldo Di Biagio.

À Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, em especial, ao prof. Dr. Luís Henrique Andrade Maia pelo apoio na cessão do mandril hidráulico utilizado na usinagem da liga de alumínio.

Ao professor Victor Lima pelo apoio na etapa de execução da usinagem.

Aos demais professores do POSMAT (Pós-Graduação em Engenharia de Materiais), pelo apoio e pelo conhecimento transmitido ao longo do curso.

Departamento de Química da Universidade Federal de Minas Gerais, nas pessoas do Professor Dr. Rochel Monteiro Lago e Professor Dr. Rubens Lucas de Freitas Filho.

Ao Centro de Microscopia da Universidade Federal de Minas Gerais, nas pessoas do Professor Dr. Gabriel Maia Vieira e Dr. Maximiliano Martins.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais e ao Departamento de Materiais por me receber de braços abertos.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001

RESUMO

Para desempenho do processo de usinagem da liga de alumínio é importante a busca de novas tecnologias para os materiais de ferramentas de corte e filmes finos para garantir a estabilidade dos processos e ganhos produtivos. Estudos mostram aplicações com essas novas tecnologias, principalmente em processos de furação. Os filmes finos de carbono amorfo, conhecidos como Diamond-like Carbon (DLC) são filmes finos, que são representados na forma sp^2 (grafite) e sp^3 (Diamante) que podem ser encontrados em diferentes proporções e têm por características especiais sua alta dureza e inércia química. Novas classes de filmes de DLC vem sendo estudadas para aplicar a sua aplicação em várias condições e diferentes ligas de matéria não ferrosos. Este estudo foi avaliado o comportamento tribológico dois filmes DLC (Tipo A BALINIT DLC e Tipo B BALINIT DLC STAR) aplicados pelo processo deposição química de vapor assistida por plasma em brocas de aço rápido Ø 8mm helicoidal. Os dois filmes foram caracterizados pelos métodos de microscopia eletrônica de varredura, microscopia de força atômica, espectrometria Raman, difração de raios X, teste de adesão e Caloteste. Nos resultados obtidos, a espessura total do filme Tipo B foi aproximadamente duas vezes maior do que a espessura do filme Tipo A. Ambos apresentaram uma camada de DLC da classe a-C:H. Comparando os espectros de cristalinidade, foi observado um maior nível de amorfização do DLC Tipo B. No ensaio de adesão, foram atribuídas as classes HF2 e HF1 para os filmes finos Tipo A e Tipo B, respectivamente. Analisando as ferramentas de corte, notou-se alterações na textura superficial na superfície de saída, em que as marcas de avanço foram totalmente cobertas quando aplicado o revestimento Tipo B. No ensaio de desgaste microabrasivo, verificou-se que os coeficientes de desgaste obtidos com os filmes finos representaram apenas 27 % do valor obtido no substrato de aço-rápido. Nos ensaios de usinagem, verificou-se valores de rugosidade com média e desvio padrão menores quando utilizada a broca revestida com o DLC Tipo A. Após a usinagem de 1000 furos, observou-se que os filmes finos proporcionaram melhor escorregamento para cavaco, ou seja, a presença efetiva do alumínio nas brocas revestidas foi menor quando comparada a broca sem revestimento.

Palavras-chave: Furação. Rugosidade. DLC. Liga Al-Mg-Si 6061-T6, Aço AISI M2.

ABSTRACT

For the performance of the aluminum alloy machining process, it is important to seek new technologies for cutting tool materials and thin films to ensure process stability and production gains. Studies show applications with these new technologies, mainly in drilling processes. Amorphous carbon thin films, known as Diamond-like Carbon (DLC), are thin films, which are represented in the form sp^2 (graphite) and sp^3 (diamond) that can be found in different proportions and have the special characteristics of high hardness and chemical inertness. New classes of DLC films have been studied to apply their application in various conditions and different non-ferrous material alloys. This study evaluated the tribological behavior of two DLC films (Type A BALINIT DLC and Type B BALINIT DLC STAR) applied by the plasma-assisted chemical vapor deposition process on high-speed steel drills Ø 8mm helical. The two films were characterized by scanning electron microscopy, atomic force microscopy, Raman spectrometry, X-ray diffraction, adhesion test and Calotest. In the results obtained, the total thickness of the Type B film was approximately twice as large as the thickness of the Type A film. Both presented a DLC layer of the a-C:H class. Comparing the crystallinity spectra, a higher level of amorphization of the Type B DLC was observed. In the adhesion test, the classes HF2 and HF1 were assigned to the Type A and Type B thin films, respectively. Analyzing the cutting tools, changes in the surface texture on the rake surface were noted, in which the feed marks were completely covered when the Type B coating was applied. In the microabrasive wear test, it was found that the wear coefficients obtained with the thin films represented only 27% of the value obtained on the high-speed steel substrate. In the machining tests, roughness values with lower mean and standard deviation were observed when the drill coated with DLC Type A was used. After machining 1000 holes, it was observed that the thin films provided better chip sliding, that is, the effective presence of aluminum in the coated drills was lower when compared to the uncoated drill.

Keywords: Drilling. Roughness. DLC. Al-Mg-Si Alloy 6061-T6, AISI M2 Steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Desenho esquemático das configurações dos orbitais das hibridizações do átomo de carbono	25
Figura 2: Estrutura cristalina do diamante (a), o carbono na forma amorfa (b) e grafite (c)	26
Figura 3: Diagrama ternário de fases do carbono	27
Figura 4: Deposição química de vapor assistida por plasma	30
Figura 5: Processo combinado PVD/PACVD	30
Figura 6: Princípio de medição do teste de impressão Rockwell	32
Figura 7 :Princípio do teste de indentação da norma VDI 3198	33
Figura 8: Posição genérica das bandas D e G de um revestimento de DLC	35
Figura 9: Posicionamento da amostra e esfera no equipamento caloteste	36
Figura 10: Medição do diâmetro de cratera de desgaste	37
Figura 11: Principais processos de fabricação	39
Figura 12: Cinemática da furação	42
Figura 13: Desenho esquemático dos estágios do processo e furação	43
Figura 14: (a e b) Detalhes das arestas de corte das brocas em metal duro e aço rápido analisadas em microscopia eletrônica de varredura	44
Figura 15: Broca helicoidal com canais de lubrificação	45
Figura 16: Formas da adesão secundária/indireta	48
Figura 17: Estágios do tratamento térmico T6.....	53
Figura 18: Imagem da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6351-T6 registrada durante análise de microscopia óptica	54
Figura 19: Erros micro geométricos de uma superfície	55
Figura 20: Análise da média aritmética do perfil de rugosidade	56
Figura 21: Parâmetro R _z DIN.....	56
Figura 22: Caracterização da simetria do perfil de rugosidade	57
Figura 23: Caracterização de achatamento do perfil de rugosidade	58
Figura 24: Pontos experimentais no planejamento CCD de face centrada	60
Figura 25: Fluxograma da metodologia empregada na pesquisa.....	63
Figura 26: Placas em aço AISI M2 (a) com revestimento (b) de BALINIT DLD e DLC STAR (c).....	64
Figura 27: Brocas em AISI M2 sem revestimento (A) e revestida (B) BALINIT DLC) e (C) DLC STAR.....	64

Figura 28: Análise das superfícies com DLC Tipo A e Tipo B	69
Figura 29: Identificação das indentações realizadas nas amostras com os filmes finos A (a) e B (b) para a avaliação da qualidade de adesão	71
Figura 30: Ilustração do equipamento e dos principais componentes utilizados para a realização do ensaio de desgaste microabrasivo	73
Figura 31: Perfilometria com o medidor de perfil de superfície Hommelwerke (LV-100)	75
Figura 32 : Modelo em 3D das placas de alumínio para processo de furação	76
Figura 33: Placa de alumínio posicionada na furação do 2º grupo de testes	77
Figura 34 :Centro de usinagem CNC Romi Discovery 560	78
Figura 35: Montagem do relógio comparador analógico	78
Figura 36: Placas de alumínio para medição da rugosidade após furação	79
Figura 37: Medição da rugosidade parede interna do furo	80
Figura 38: Dispositivo para troca de broca no interior do MEV	81
Figura 39: Procedimento de decapagem das ferramentas de corte	81
Figura 40: Análise dos elementos químicos do Alumínio	83
Figura 41: Imagem da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6061-T6 obtida por microscopia óptica.....	84
Figura 42: Análise da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6061-T6 por meio das técnicas MEV e EDS	86
Figura 43: Análise da microestrutura do aço AISI M2 por meio das técnicas MEV e EDS.....	90
Figura 44: Análise do aço AISI M2 pela técnica de EDS.....	92
Figura 45: Características geométricas e dimensionais da amostra de aço AISI M2.	93
Figura 46: Imagens das ferramentas de corte sem revestimento (a), com revestimento Tipo A (b) e com revestimento Tipo B (c) analisadas em microscopia eletrônica de varredura.....	94
Figura 47: Sobreposição dos difratogramas obtidos em análise de DRX das amostras de aço-rápido AISI M2, AISI M2 revestido com DLC tipo A e AISI M2.....	97
Figura 48: Resultados de estimativa de cristalinidade das amostras de aço-rápido AISI M2 (a), revestida com DLC Tipo A (b) e revestida com DLC Tipo B (c), obtida em análise de DRX	99

Figura 49: Deconvoluções gaussianas realizadas nos espectros Raman dos filmes finos de DLC Tipo A (a) e Tipo B (b)	100
Figura 50: Análise do DLC Tipo A e B nas varreduras em nm	104
Figura 51: Ilustração da análise de MEV e de EDS realizada na indentação Rockwell C presente na superfície do substrato AISI M2 revestida com o filme Tipo A	106
Figura 52: Ilustração da análise de MEV e de EDS realizada na indentação Rockwell C presente na superfície do substrato AISI M2 revestida com o filme Tipo B	108
Figura 53: MEV da ponta da broca sem revestimento	109
Figura 54: MEV da ponta da broca com revestimento BALINIT DLC	110
Figura 55: MEV da ponta da broca com revestimento BALINIT DLC STAR	110
Figura 56: Análise da espessura do DLC Tipo A	111
Figura 57: Análise da espessura do DLC Tipo B	113
Figura 58: Ilustração das imagens das calotas de desgaste geradas nas amostras sem revestimento (a), com revestimento Tipo A (b), com revestimento Tipo B (c), e o coeficiente de desgaste médio calculado em função do diâmetro das calotas mensurado na SEM (d)	115
Figura 59: Ilustração da imagem ampliada da borda da calota de desgaste gerada na amostra revestida com o DLC Tipo A, incluindo a análise de sinais de elementos químicos (EDS)	117
Figura 60: Ilustração da imagem ampliada da borda da calota de desgaste gerada na amostra revestida com o DLC Tipo B, incluindo a análise de sinais de elementos químicos (EDS)	119
Figura 61: Análise em perfilometria das calotas sem revestimento DLC	121
Figura 62: Análise em perfilometria das calotas do DLC Tipo A	122
Figura 63: Análise em perfilometria das calotas do DLC Tipo B	123
Figura 64: Análise das superfícies R_a (a), R_q (b) e R_z (c) geradas no processo de furação com brocas sem filmes finos e Tipo A e Tipo B	125
Figura 65: (a e b) Superfícies de assimetria (a) e curtose (b) avaliadas nos furos com brocas sem e com revestimento Tipo A e Tipo B	127
Figura 66: Análise da adesão do Alumínio na aresta de corte das borcas revestidas	129
Figura 67: Análise em MEV da aresta de corte com revestimento DLC	131

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: A norma ABNT NBR ISO 3685 para desgaste	49
Tabela 2: Comparativo entre as propriedades físicas típicas de alumínio, aço e cobre.	51
Tabela 3: Comparativo entre as resistências específicas de aço e alumínio.	51
Tabela 4: Tabela genérica de elaboração dos experimentos em DOE CCD	59
Tabela 5: Medidas de rugosidade superficial (Ra) obtidas através de AFM nas regiões exibidas em: Varreduras de (a) 10 x 10 µm, (b), 5 x 5 µm e (c) 1 x 1 µm. DLC Tipo A	70
Tabela 6: Medidas de rugosidade superficial (Ra) obtidas através de AFM nas regiões exibidas em: Varreduras de (a) 10 x 10 µm, (b), 5 x 5 µm e (c) 1 x 1 µm. DLC Tipo B	70
Tabela 7: Parâmetros utilizados nos experimentos do caloteste.....	73
Tabela 8: Plano experimental para realização dos ensaios de usinagem	77
Tabela 9: Elementos químicos do Aço Rápido AISI M2 por EDS.....	87
Tabela 10: Resultados de parâmetros geométricos das bandas sobrepostas nos espectros Raman e das estimativas dos conteúdos percentuais de sp ³ e de hidrogênio	102
Tabela 11: Valores da rugosidade em nm.....	105

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Associação do Alumínio (<i>Aluminum Association</i>)
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ABAL	Associação Brasileira de Alumínio
AC	Corrente Alternada (<i>Alternate Current</i>)
AISI	Instituto Americano de Ferro e Aço (<i>American Iron and Steel Institute</i>)
AFM	Microscopia de Força Atômica (<i>Atomic Force Microscopy</i>)
ANOVA	Análise de Variância (<i>Analysis of Variance</i>)
APC	Aresta Postiça de corte
ASTM	Sociedade Americana para Testes e Materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
BUE	Built-Up Edge
BUL	Built-UP Layer
CCD	Planejamento Composto Central (<i>Central Composite Design</i>)
CEFET-MG	Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
CNC	Comando Numérico Computadorizado
CPS	Contagem Por Segundo
CV	Coeficiente de Variação
CVD	Deposição Química à Vapor (<i>Chemical Vapor Deposition</i>)
CUT-OFF	Ponto de corte
DEMAT	Departamento de Engenharia de Materiais
DIN	Instituto Alemão de Normalização (<i>Deutsches Institut für Normung</i>)
DLC	Carbono tipo diamante (<i>Diamond-Like Carbon</i>)
DOE	Planejamento de Experimentos (<i>Design Of Experiments</i>)
DRX	Difração de Raios – X (<i>X-ray Diffraction</i>)
EDS	Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (<i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i>)

Eq	Equação
FWHM	Largura Máxima à Meia Altura (<i>Full Width at Half Maximum</i>)
GP	Guinier Preston
HSS	Aço-rápido (<i>High-Speed Steel</i>)
HB	Dureza Brinell
HR	Dureza Rockwell
HRC	Dureza Rockwell escala C
HV	Dureza Vickers
HV ₅₀	Dureza Vickers com carga aplicada de 50 kgf
MQL	Mínima Quantidade de Fluido
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura (<i>Scanning Electron Microscopy</i>)
MS	Pulverização catódica (<i>Magnetron sputtering</i>)
NBR	Norma Brasileira
NM	Norma MERCOSUL
PACVD	Deposição química de vapor assistida por plasma (<i>Plasma-assisted chemical vapor deposition</i>)
POSMAT	Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais
PVD	Deposição Física à Vapor (<i>Physical Vapor Deposition</i>)
rpm	Rotação Por Minuto
RSM	Metodologia de Superfície de Resposta (<i>Response Surface Methodology</i>)
TiAlN	Nitreto de alumínio titânio
TiB ₂	Diboreto de titânio
TiCN	Carbonitreto de titânio
TiN	Nitreto de titânio
VDI	Associação dos engenheiros alemães (<i>Verein Deutscher Ingenieure</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Alfa	
σ	Sigma	
$^{\circ}\text{C}$	Grau Celsius	
μm	Micrometro	10^{-6} m
a-C	Carbono amorfo duro não hydrogenado	
a-C:H	Carbono amorfo hydrogenado	
Al	Alumínio	
Al_2O_3	Alumina	
Al-Mg	Liga Alumínio-Magnésio	
Al-Mg-Si	Liga Alumínio-Magnésio-Silício	
Al-Si	Liga Alumínio-Silício	
C	Ligação simples entre carbono e oxigênio	
Cr	Cromo	
CrN	Nitreto de Cromo	
Cu	Cobre	
f	Avanço	mm/rot
Fe	Ferro	
HRC	Medição de dureza em Rockwell C	
k	Número de fatores selecionados no DOE	
Kc	Coeficiente de desgaste	
kgf	Quilograma força	9,81 N
KT	Desgaste de flanco cratera	
L_c	Percurso de corte	
L_e	Percurso efetivo	
L_f	Percurso de avanço	
m	Metro	
Mg	Magnésio	
Mg_2Si	Siliceto de magnésio	
min	Minuto	60 s
ml	Mililitro	10^{-3} m^3

mm	Milímetro	10^{-3} m
Mn	Manganês	
MoS ₂	Bissulfeto de molibdênio	
MPa	Mega Pascal	
mW	MiliWatts	10^{-3} W
N	Newton	kg * m/s ²
nm	Nanômetro	10^{-9} m
Pa	Pascal	
p-valorcalculado	Índice estatístico de significância calculado	
p-valorreferência	Índice estatístico referência de significância	
R ² _{ajustado}	Coeficiente de determinação	
R _a	Parâmetro bidimensional de média aritmética	μm
R _{ku}	Parâmetro bidimensional de curtose	μm
rot.	Rotação	
R _q	Parâmetro bidimensional de média aritmética quadrática	μm
R _{sk}	Parâmetro bidimensional de assimetria	μm
R _z	Parâmetro bidimensional de altura máxima média	μm
s	Segundo	
Si	Silício	
S _{ku}	Parâmetro tridimensional de curtose	
sp ²	Hibridização 2 do carbono	
sp ³	Hibridização 3 do carbono	
S _{sk}	Parâmetro tridimensional de assimetria	
T	Espessura do revestimento	μm
T6	Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial	

ta-C	Carbono amorfo tetraédrico	
ta-C:H	Carbono amorfo tetraédrico hidrogenado	
V	Vanádio	
VB _B	Desgaste de flanco máximo	
VB _{Bmáx}	Desgaste de flanco máximo	
VB _C	Desgaste de entalhe	
VB _N	Profundidade de cratera	
V_c	Velocidade de corte	m/min
V_f	Velocidade de avanço	mm/min
W	Tungstênio	
WC	Carboneto de tungstênio	
WC/C	Carboneto de tungstênio com carbono amorfo a-C	
Zn	Zinco	
β	Precipitado Mg ₂ Si de morfologia grosseira, incoerente com a matriz	
β'	Precipitado Mg ₂ Si de morfologia acicular de bastonetes, semicoerente com a matriz	
β''	Precipitado Mg ₂ Si de morfologia acicular de agulhas, coerente com a matriz	
$n_{central}$	Número de pontos centrais estabelecidos no DOE	
$n_{réplica}$	Número de réplicas selecionado no DOE	
y_i	Elemento i de altura ou profundidade mensurada no comprimento de avaliação	μm

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
2 Objetivo.....	23
2.1 Objetivo geral	23
2.2 Objetivos específicos	23
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	24
3.1 Filmes a base de carbono Amorfo	24
3.1.1 <i>Filmes DLC</i>	26
3.2 Processos de deposição de filmes de DLC	28
3.2.1 <i>Métodos de caracterização do filme DLC</i>	31
3.2.2 <i>Análise do nível de desordem (amorfização) do DLC por meio da Espectroscopia Raman</i>	34
3.2.3 <i>Microscopia de Força Atômica - AFM.....</i>	35
3.2.4 <i>Ensaio de desbaste micro abrasivo - Caloteste.....</i>	36
3.3 Processo de Usinagem.....	38
3.3.1 <i>As grandezas físicas envolvidas no processo de usinagem</i>	40
3.3.2 <i>Processo de furação</i>	41
3.3.3 <i>Aspectos da usinagem a seco</i>	44
3.3.4 <i>Fabricação de ferramentas de corte em aço-rápido</i>	46
3.3.5 <i>Desgaste de ferramenta</i>	47
3.4 Ligas de alumínio.....	50
3.4.1 <i>Tratamento T6</i>	52
3.5 Parâmetros de Superfície.....	54
3.5.1 <i>Parâmetros de rugosidade: R_a, R_q, R_z, R_{sk} e R_{ku}.....</i>	55
3.6 Planejamento experimental.....	59
4 METODOLOGIA	62
4.1 Materiais utilizados nos experimentos	64
4.2 Análise química e microestrutura do Aço AISI M2 e da liga e alumínio 6061-T6	65

4.3 Caracterização dos filmes de DLC	66
4.3.1 <i>Análise de difração de Raios X (DRX) e MEV, Microscopia Eletrônica de Varredura</i>	66
4.3.2 <i>Espectroscopia Raman.....</i>	67
4.3.3 <i>Topografia da superfície por Microscopia de Força Atômica</i>	68
4.3.4 <i>Teste de adesão pelo método Rockwell C.....</i>	70
4.3.5 <i>Medição de espessura dos filmes finos</i>	72
4.3.6 <i>Ensaio de desgaste microabrasivo (Caloteste).....</i>	72
4.4 Ensaios de furação com broca com e sem filme DLC	76
4.4.1 <i>Medição da rugosidade dos furos.....</i>	79
4.4.2 <i>Avaliação do desgaste das brocas</i>	80
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	82
5.1 Caracterização dos materiais utilizados nos experimentos	82
5.1.1 <i>Liga Al-Mg-Si 6061-T6.....</i>	82
5.1.2 <i>Liga do aço AISI M2</i>	87
5.2 Caracterização dos filmes finos DLC	93
5.2.1 <i>Deposição dos filmes finos nas ferramentas de corte</i>	93
5.2.2 <i>Análise DRX</i>	95
5.2.3 <i>Análise Raman dos filmes finos.....</i>	99
5.2.4 <i>Análise das topografias das superfícies com filmes finos DLC.....</i>	103
5.2.5 <i>Ensaio de adesão do DLC Tipo A e Tipo B</i>	105
5.2.6 <i>Análise da espessura dos filmes finos.....</i>	111
5.2.7 <i>Análise das Calotas geradas no Calotes</i>	114
5.3 Análise das superfícies geradas no processo de Usinagem	124
5.3.1 <i>Análise do comportamento da superfície usinadas</i>	124
5.3.2 <i>Análise do comportamento da adesão do Al-Mg-Si 6061-T6.....</i>	128
6 CONCLUSÃO	132
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	135

1 INTRODUÇÃO

A furação é um processo de usinagem por remoção de cavaco muito utilizado na indústria, em que se produz furo circular na peça por meio de uma ferramenta denominada broca. É um processo de usinagem amplamente utilizado e de considerável importância econômica, pois geralmente está associado as etapas finais, na fabricação de componentes mecânicos (KUMAR, BASKAR e RAJAGURU, 2020). Estimativas do início dos anos 2000 afirmavam que ela seria responsável por mais de 30% das operações de usinagem e por cerca de 40% das operações nos setores automotivo e aeroespacial (MARTINS, 2016).

Na operação de furação a característica de superfície rugosidade, é uma condição que determina a qualidade do processo de furação. Estudos realizados para melhorar o desempenho dos processos, foram determinantes para verificação da rugosidade como a variável resposta, diretamente relacionada com a qualidade de um furo (MENEZES e KAILAS, 2016). O avanço (f) e a velocidade de corte (V_c) são os principais parâmetros de corte que afetam a rugosidade (GIASIN e AYVAR-SOBERANIS, 2016).

Assim como nos outros processos existentes, a furação é um processo de alta complexidade e que pode envolver vários fenômenos como deformação plástica, fratura, desgaste, dentre outros. Além disso, fazem-se presentes também a geração de calor e a consequente presença de elevadas temperaturas de corte, que se constituem como importantes pontos de atenção no processo de desgaste da ferramenta de corte e na qualidade da peça (RAHMATI, SARHAN, SAYUTI, 2014). (Ba, 2022), também observou esses fatores no monitoramento e controle de fenômenos indesejáveis como, por exemplo, o desgaste precoce da geometria de corte da ferramenta que, caso não seja feito, poderá ter como consequência a inexatidão dimensional do produto, além de danos à superfície acabada.

A utilização das ligas de alumínio tem apresentado um grande crescimento nos últimos anos. Dentre os motivos para esse destaque estão sua baixa densidade e relativa facilidade de usinagem, que contribuem para que ele seja amplamente aplicado em vários setores da indústria, principalmente, onde há uma limitação em relação à massa dos componentes, como é o caso dos setores automobilístico e aeroespacial (SANTOS Jr. et. al, 2016). As ligas de alumínio são materiais de

importância significativa e crescente, pois apresentam: (i) excepcional relação resistência-peso (ii) alta resistência à corrosão; (iii) boas propriedades mecânicas (iv) excelente condutividade térmica e elétrica; (v) boa usinabilidade; (vi) baixo ponto de fusão; (vii) abundantemente disponível na crosta terrestre (FERNANDES, Gustavo HN et al, 2021)

A quantidade total de peças de alumínio num carro europeu em 2012 foi estimada em cerca de 140 kg; hoje esse valor é de quase 180 kg, com previsão de chegar a 250 kg em 2025 exemplo da aplicabilidade desse metal leve (M. C. Santos, 2016).

Estudo no processo de furação em ligas de alumínio com porcentagem de Al-Si no processo de usinagem a seco tem-se mostrado uma tendência para tornar a manufatura mais “sustentável”, ou seja, com menores impactos ambientais e insalubres. Ao mesmo tempo, a temperatura de corte nas ligas de alumínio costuma ser relativamente baixa, devido a excelente condutividade térmica do material. O problema maior não é a temperatura elevada em si, mas o baixo ponto de fusão da liga. Na furação de ligas de alumínio a seco, esses problemas são encontrados (CHETAN et al., 2015; RIBEIRO FILHO et al., 2017; PAKTINAT e AMINI, 2018). O atrito entre a broca e a peça gera calor, que pode ser reduzido por lubrificação. Um dos métodos de redução do calor é a aplicação de revestimento na superfície da ferramenta (KUMAR, BASKAR e RAJAGURU, 2020).

Estudo dos filmes finos DLC vem sendo pesquisados há algumas décadas, destacando-se em diversas aplicações e tem mostrado desempenho satisfatório na usinagem a seco de ligas de alumínio devido a capacidade de autolubrificação, inércia química e dureza (KUMAR, Ch. et al., 2020). Trata-se de uma família de filmes finos, com estrutura amorfa, que combina as formas mais alotrópicas do carbono: o grafite e o diamante (ERDEMIR e DONNET, 2006). Elevada dureza, baixa taxa de desgaste em sistemas tribológicos são propriedades obtidas com a hibridização do carbono sp^3 devido à simetria da estrutura do diamante, já o baixo coeficiente de atrito é obtido com a hibridização sp^2 do grafite (VETTER, 2014).

Os filmes finos à base de carbono amorfo, vem sendo pesquisados nas últimas décadas em virtude do aumento da sua aplicação em componentes mecânicos e a sua aplicação na usinagem em materiais não ferrosos. Novas tecnologias e técnicas de deposição, ampliando consideravelmente suas aplicações, com a exploração nas áreas de materiais avançados, trazendo a flexibilização do comportamento das

superfícies revestidas em ferramentas de corte. A utilização dos filmes finos BALINITE DLC e BALINITE DLC STAR, é um desafio, pois estão sendo realizados pelo processo de PACVD que proporciona uma camada a mais de Cromo para BALINITE DLC STAR. Com essa aplicação espera-se um ganho de rendimento de vida e qualidade nas superfícies usinadas a seco melhorando escorregamento do cavaco na superfície de saída da ferramenta e estabilidade na superfície tribológica dos furos. Objetivo da pesquisa foi melhorar os filmes finos e identificar um aumento das aplicações deste tipo de DLC no mercado metal mecânico

2 OBJETIVO

2.1 Objetivo geral

Caracterizar os dois filmes DLC Tipo A e Tipo B de forma a avaliar a dureza, hibridização, espessura e desgaste, depositar os filmes e brocas helicoidais e investigar o comportamento da rugosidade e da evolução do desgaste de brocas helicoidais de aço AISI M2 em diferentes condições de revestimento de DLC durante a furação de uma liga Al-Mg-Si 6061-T6.

2.2 Objetivos específicos

Para alcançar o objetivo geral da pesquisa, são propostos os seguintes objetivos específicos:

- Caracterizar os filmes finos de BALINIT DLC (Tipo A) e BALINIT STAR (Tipo B) em relação à aderência ao substrato pelo método Rockwell C de acordo com a norma VDI 3198;
- Avaliar a estrutura do revestimento pela técnica de Espectroscopia Raman;
- Avaliar a textura superficial dos filmes finos por meio da Microscopia de Força Atômica;
- Medir as espessuras das camadas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura;
- Realizar ensaio tribológico de desgaste micro abrasão (Caloteste) em amostras de aço AISI M2 revestidas, para comparar a resistência ao desgaste abrasivo dos dois filmes finos (Tipo A e Tipo B);
- Realizar ensaios de furação a seco em barras de alumínio Al-Mg-Si 6061-T6 para avaliar a qualidade dos furos usinados (Rugosidade R_a , R_q e R_z , R_{sk} , R_{ku}) e o desgaste das ferramentas de cortes obtidos nas distintas condições de revestimento.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Filmes a base de carbono Amorfo

Os filmes de carbono tipo diamante (traduzido do inglês “Diamond-Like Carbon”, ou DLC) é destaque na área dos estudos científicos, devido suas propriedades mecânicas de excelência, como a elevada resistência ao desgaste e aumento de dureza superficial, possuindo vários métodos de obtenção deste material, sendo utilizado em diferentes áreas de aplicações (OHTAKE, 2021).

O DLC é o nome dado a uma variedade de materiais de carbono hidrogenado (α -C:H), que exibe um grau de ordenamento em suas ligações a pequenas distâncias. São formados principalmente das hibridizações de ligações sp^2 e sp^3 entre átomos de carbono, possuindo propriedades intermediárias entre o diamante e o grafite, como por exemplo a elevada dureza mantendo uma boa elasticidade do material, e essas propriedades estão relacionadas as proporções de hibridizações do carbono que forma o filme (FAN, 2015).

Essas estruturas distintas são possíveis devido ao fato de o carbono possuir em sua configuração eletrônica, no estado fundamental, dois elétrons fortemente ligados ao núcleo, no orbital $1s^2$, não propiciando ligações químicas com outros átomos. Já nos demais orbitais, outros quatro elétrons estão localizados na camada de valência, possibilitando ligações químicas com outros átomos, para formar estruturas complexas, ou ao próprio carbono formando suas estruturas alotropias diferentes, dependendo da combinação com os orbitais s ou p (VETTER, 2014).

O carbono apresenta-se em três formas de hibridizações, classificadas como sp , sp^2 e sp^3 (CONTRERAS, 2004) que influenciam as propriedades da estrutura formada. Na hibridização sp^3 , que possui propriedade mecânica do diamante, o átomo de carbono faz ligação sigma (σ), simples e rígida com os outros quatro átomos, formando arranjo tetraédrico ligado com átomos de hibridização sp^3 . Os átomos não estão no mesmo plano formando ângulos de $109,5^\circ$ entre eles. (RIGO, 2010). Na hibridização sp^2 que constitui o grafite, os átomos formam dois tipos de ligações, sigmas (σ) que são fortes, rígidas e os elétrons não têm mobilidade. Os átomos estão no mesmo plano formando uma estrutura trigonal plana, com um ângulo de 120° entre os orbitais. E ainda, ligações pi (π) que são menos estáveis que as ligações sigmas, e os elétrons têm uma certa mobilidade, característica que favorece as propriedades

eletrônicas do grafite (CHANG; COLLEGE, 2002). Já na hibridização sp , dois elétrons posicionados na camada de valência fazem ligação química, e os outros dois localizados nos orbitais π (π), estão perpendiculares às ligações sigmas (σ) com um ângulo de 180° entre elas, formando uma estrutura com geometria linear, como as encontradas nas cadeias de hidrocarbonetos (GRAY, 1994). Na Figura 1 mostra essas configurações dos orbitais. Logo, os materiais à base de carbono podem ser aplicados em várias áreas.

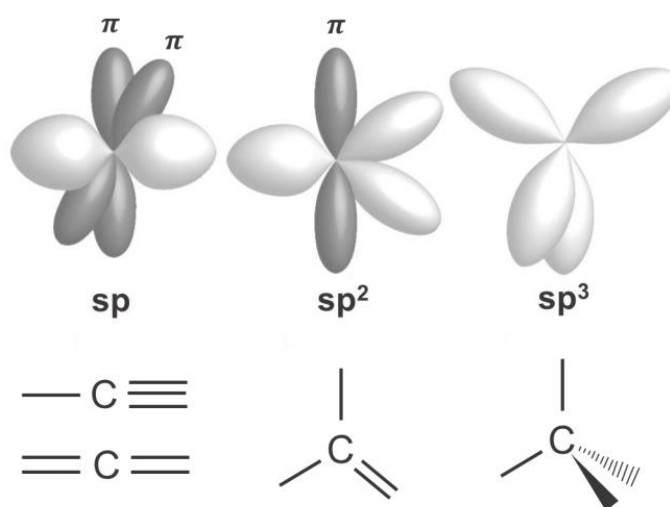


Figura 1: Desenho esquemático das configurações dos orbitais das hibridizações do átomo de carbono

Fonte: Adaptada por Boeira (2016).

Além das formas cristalinas bem definidas, o carbono pode apresentar-se na forma amorfa, com ligações sp^3 , encontradas no diamante, e ligações sp^2 , encontradas no grafite, fortes e cruzadas (HEIMANN, EVSVUKOV e KOGA, 1997). A Figura 2 ilustra as estruturas cristalinas do grafite e do diamante, e ainda a forma amorfa.

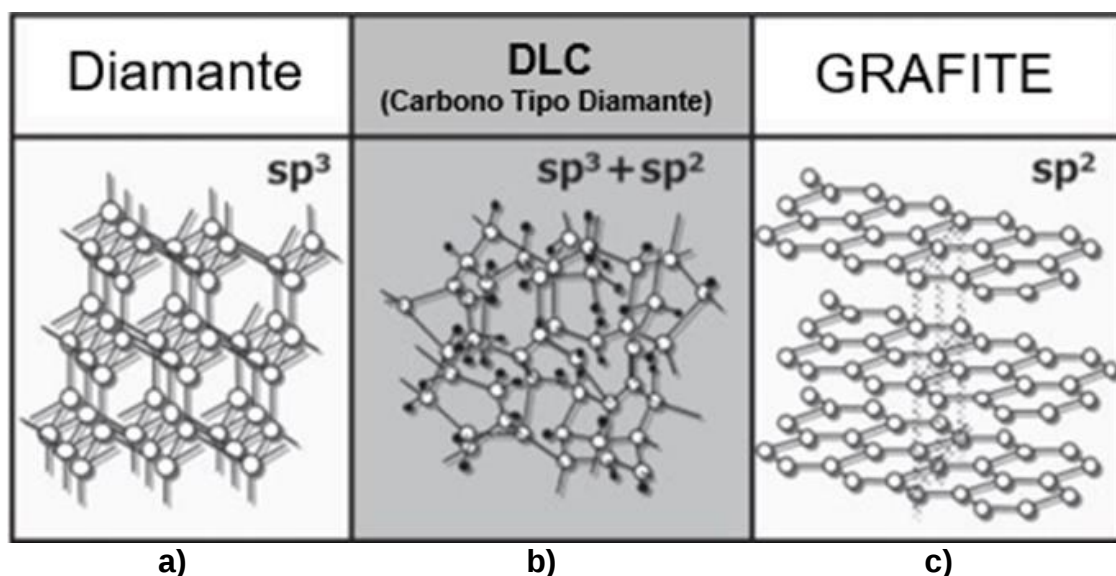


Figura 2: Estrutura cristalina do diamante (a), o carbono na forma amorfa (b) e grafite (c)

Fonte: HEIMANN, EVSVUKOV e KOGA (1997)

3.1.1 Filmes DLC

Segundo Robertson (2002), o Carbono tipo diamante, *Diamond-Like Carbon* (DLC) é uma forma metaestável do carbono, contendo proporções sp^3 e sp^2 , podendo ainda, conter diferentes quantidades de hidrogênio. Os filmes de DLC possuem excelentes propriedades, como alta dureza, baixos coeficientes de atrito, alta resistência ao desgaste e inércia química. O revestimento DLC pode ainda ser classificado em dois grupos principais, o carbono amorfo hidrogenado (a-C:H, ta-C:H) e o carbono amorfo livre de hidrogênio (a-C, ta-C). A Figura 3 ilustra o diagrama de fases ternário do carbono amorfo.

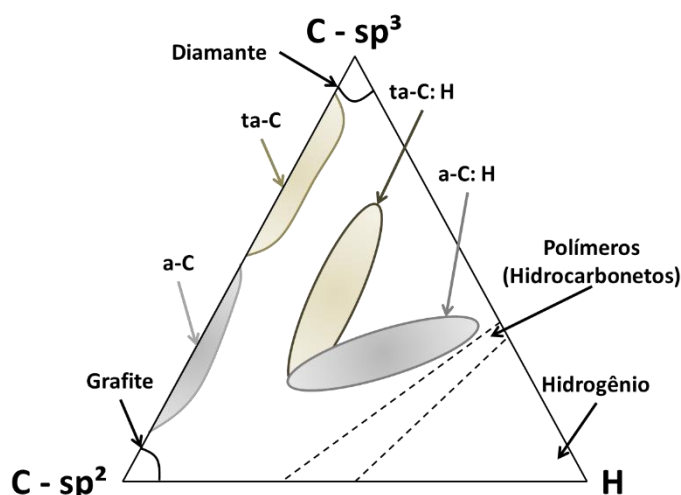


Figura 3: Diagrama ternário de fases do carbono

Fonte: Ba (2022)

No diagrama são apresentadas as fases das formas de ligas amorfas que variam em função dos métodos de deposição influenciando na composição de ligações de carbono tipo sp^3 e sp^2 , e na presença ou ausência de hidrogênio. Na região central do diagrama, encontra-se o carbono amorfo hidrogenado (a-C:H), que além de possuir hidrogênio contém um misto de ligações sp^3 e sp^2 . Bewilogua e Hofmann (2014) citam que no vértice superior observa-se a configuração sp^3 , característica da estrutura do diamante. No vértice inferior esquerdo, a grafita, caracterizada pela configuração sp^2 . Na região das bordas o diagrama entre os vértices superior e inferior esquerdo obtém-se os filmes não hidrogenados ta-C e a-C.

Em relação as propriedades físicas destes filmes, eles são comumente conhecidos por sua alta dureza, relacionadas as propriedades do diamante e baixo coeficiente de atrito, devido as propriedades relacionadas ao grafite, geralmente utilizados como lubrificantes sólidos. Porém, um dos desafios do filme DLC, é sua baixa adesão em superfícies metálicas, devido ao diferente coeficiente de dilatação térmica e a possível difusão do carbono ao substrato devido à grande afinidade do ferro com o carbono, o que faz com que o filme se desloque da superfície (CEMIN, BOEIRA e FIGUEROA, 2016).

Este problema, necessita de diferentes alternativas, para reduzir a dilatação térmica entre o filme e a superfície metálica e a difusão do carbono para superfície do metal, como por exemplo a utilização de uma intercamada de silício entre o substrato e o filme DLC, que proporciona uma boa adesão do filme DLC a superfície metálica,

como apresentado por Cemin, Boeira e Figueroa (2016). Também existe a possibilidade de realizar a dopagem dos filmes DLC com outros elementos (SHARIFAHMADIAN; MAHBOUBI; YAZDANI, 2019). A maior desvantagem dos filmes de DLC é a sua relativa baixa adesão em ligas metálicas, principalmente em aços, ocasionando destacamento do filme, causada principalmente devido a formação de tensão compressiva muito elevada juntamente com as diferenças entre os coeficientes de expansão térmica nos dois materiais e a baixa densidade de ligações químicas na interface (CAPOTE, 2018; MORSHED, 2003).

3.2 Processos de deposição de filmes de DLC

O desempenho dos filmes finos é influenciado pelo processo de deposição. Algumas variáveis envolvidas são: rugosidade da superfície do substrato, adição de camada intermediária ou dopagem para melhorar a adesão, tensão de polarização do substrato, pressão da câmara, tempo, temperatura do substrato e a taxa de deposição (NAKAMURA et al., 2018).

O processo de *Deposição Química de Vapor* (CVD) pertence à classe de processos de transporte de vapor que são de natureza atomística, ou seja, as espécies de deposição são átomos ou moléculas, ou uma combinação dos mesmos (ASM, 1998). Pode ser definido como um processo no qual os reagentes químicos gasosos são transportados para a câmara de reação, ativados termicamente (CVD convencional) ou por outros meios que não térmicos (CVD assistido por plasma ou CVD induzido por laser), nas proximidades do substrato, e feito para reagir e condensar sobre a superfície do substrato, formando-se, então, o revestimento (BUNSHAH, 2001; Seshan, 2002; Holmberg e Matthews, 2009). O processo normalmente requer temperaturas de deposição na faixa de 800–1200°C. A pressão de deposição pode variar de atmosférica até 1 Pa ou menos (Holmberg e Matthews, 2009).

Ao contrário dos processos CVD, os processos PVD não dependem de uma reação química na fase gasosa para formar o produto que foi depositado (ASM, 1998). O processo de deposição de Vapor Físico (PVD) são processos de deposição atomística em que o material é ou bombardeado vaporizado de uma fonte sólida ou líquida na forma de átomos ou moléculas, transportado na forma de vapor através do vácuo ou de baixa pressão em ambiente gasoso (ou plasma) para o substrato onde

se condensa para formar um revestimento (ASM, 1998; MATTOX, 2010). Os métodos PVD são frequentemente divididos em evaporação e pulverização catódica. A evaporação envolve a vaporização térmica da fonte de material de deposição. Pulverização é um processo cineticamente controlado no qual o material-alvo é tornado catódico e é bombardeado com íons, geralmente de um gás inerte. Isso resulta em uma transferência de momento para átomos no alvo, levando à ejeção de átomos de revestimento (HOLMBERG e MATTHEWS, 2009).

A técnica mais comum de deposição do filme DLC é a CVD (*Chemical Vapour Deposition*), que utiliza gases ricos em carbono com um filamento quente para a obtenção do filme. Porém, por mais que a técnica proporcione filmes DLC de alta qualidade, a mesma necessita de uma temperatura alta, acima de 1000°C. Uma das alternativa provável ecologicamente viável para a deposição do filme DLC é a técnica PACVD (*Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition*), em que utiliza o mesmo princípio de gases ricos em carbono (metano, o benzeno ou acetileno), porém, o meio de ação entre o gás e a peça é o plasma, o que proporciona a deposição do filme em menores temperaturas, por volta de 200°C (ROBERTSON, 2002; CEMIN, BOEIRA e FIGUEROA, 2016). Essa técnica também gera baixo impacto nos gastos com energia elétrica e apresenta um tempo menor de ação da deposição.

Para a elaboração de filmes finos de carbono isentos de metal, emprega o processo PACVD (Plasma assistido por deposição química a vapor) de alta frequência. A configuração utilizada neste processo é similar à seguida para a pulverização catódica usada em combinação com CVD. Na PACVD, é introduzido um gás que contém os elementos de revestimento na câmara a vácuo e é aplicada uma tensão AC de alta frequência. Isso cria átomos de carbono e hidrogênio (íons e radicais) que formam um revestimento denso nas ferramentas e nos componentes. A variação na tensão aplicada influencia as propriedades do revestimento (BALZERS 2023). Na Figura 4 mostra o processo PACVD.

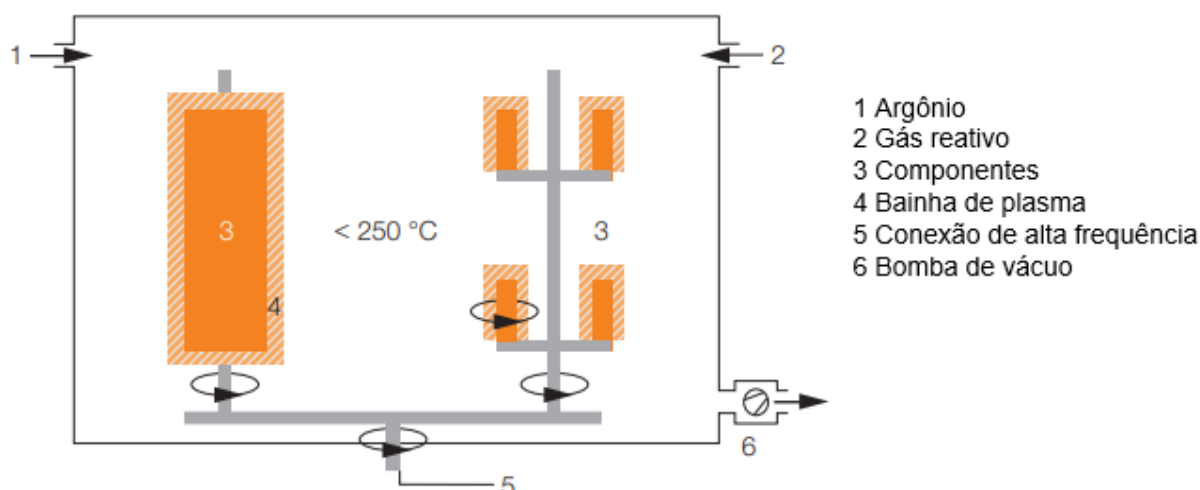


Figura 4: Deposição química de vapor assistida por plasma

Fonte: Adptada de Balzers (2010)

Processo combinado PVD/PACVD ao processo de *sputtering* aprimorado é combinado com PACVD para aplicar filmes finos multifuncionais contendo carbono, como BALINIT® DLC ESTRELA. Nele, uma camada de metal duro e resistente é depositado por pulverização catódica e PACVD é usado para produzir o revestimento de carbono eficaz sobre ele. Em contraste com a combinação convencional filmes finos multifuncionais da Balzers, são feitos em um único processo que produz filmes finos homogêneos e sem defeitos, de alta qualidade e resistência de adesão exclusivas (BALZERS, 2023). Na Figura 5 mostra o processo combinado PVD/PACVD.

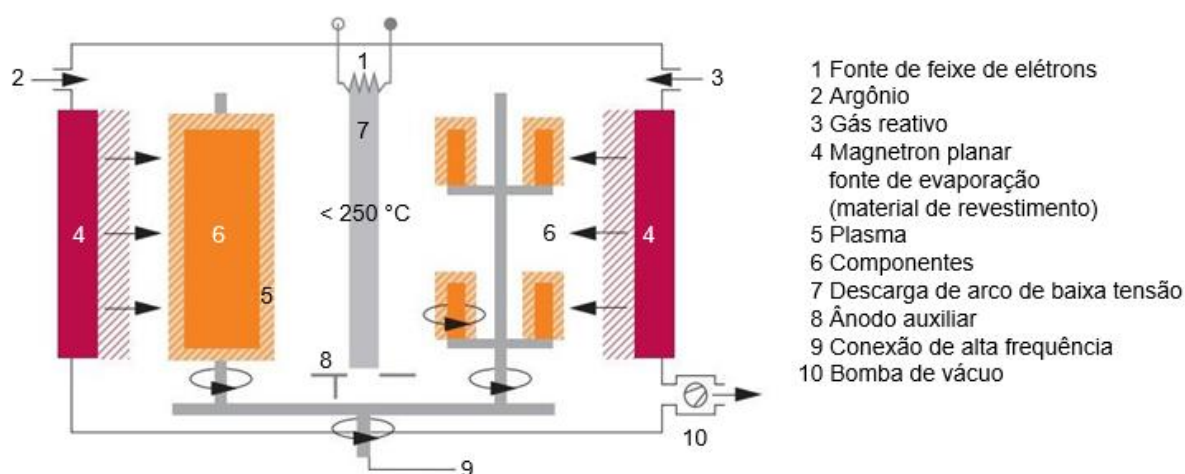


Figura 5: Processo combinado PVD/PACVD

Fonte: Adptada Balzers (2010)

3.2.1 Métodos de caracterização do filme DLC

Segundo Drumond (2021), dentre as diversas técnicas que podem ser utilizadas para determinar a composição química dos materiais está a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Ela pode ser aplicada a materiais diversos como metais, cerâmicos, polímeros etc. Além de identificar a composição química, ela permite observar fases, constituintes e segregações, além de auxiliar na análise de fraturas e de topografia da superfície. Martins (2008) aplicou a análise de MEV para avaliar o comportamento da adesão do alumínio no processo de furação com diferentes sistemas de fixação, evidenciou a presença de picos e vales ao longo da espessura da região de desgaste e a diferença do valor desta espessura ao longo da profundidade. A análise química feita no microscópio eletrônico de varredura (MEV) do material presente nas faces 1 e 2 da broca de fixação do sistema hidráulico após 500 peças produzidas mostrou a presença de Al e Si.

3.2.1.1 Teste de adesão por indentação Rockwell

De acordo Rajak et. al (2021) o principal desafio dos filmes finos de DLC é a adesão ao substrato. Em alguns casos o DLC não pode ser aplicado diretamente no material do substrato metálico, uma camada intermediária é utilizada para melhorar sua adesão. De acordo com a norma VDI 3198 o método de indentação Rockwell C pode ser aplicado como procedimento para avaliação da adesão de filmes finos aplicados nas superfícies.

O método consiste em pressionar um penetrador cônico de diamante, com ângulo incluso de 120° induzindo uma deformação plástica massiva ao substrato e fratura do revestimento, que posteriormente foi avaliado quanto à sua adesão e fragilidade. O equipamento utilizado é o mesmo para medição de dureza Rockwell C. (VIDAKIS; ANTONIADIS; BILALIS, 2003; LIN et al, 1997).

Para aplicação desta norma, Segundo Vidakis, Antoniadis e Bilalis (2003) a geometria da ponta de penetração de contato combinada com a transferência de carga, induz tensões extremas de cisalhamento na interface durante os testes de adesão. Os filmes finos aderentes conseguem suportar essas tensões de cisalhamento e evitam a delaminação em torno da circunferência da impressão.

Conforme apresentado na Figura 6, uma pré-carga é aplicada no valor de 10 quilogramas-força (kgf), o equivalente a 98,1 N. Em seguida é aplicada uma segunda carga de 140 kgf, o equivalente a 1.372,9 N, obtendo-se uma carga total de 1.471 N, que está de acordo com a norma VDI 1.298.

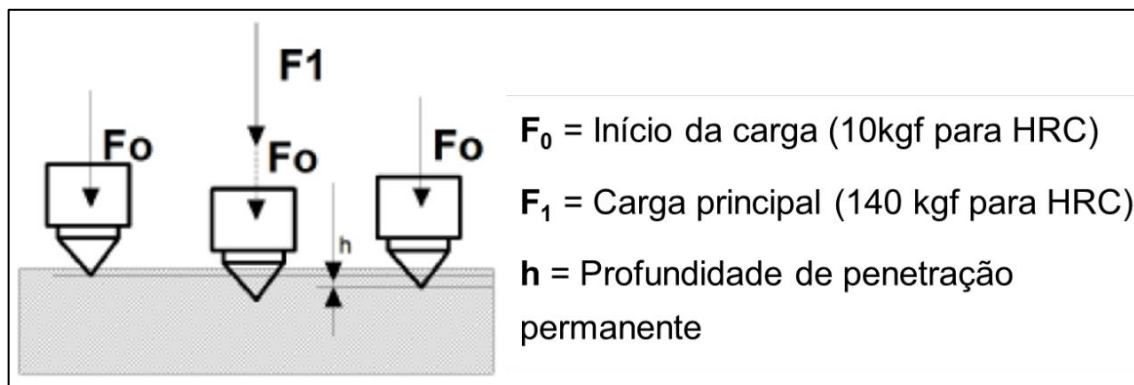


Figura 6: Princípio de medição do teste de impressão Rockwell

Fonte: Adaptado de Martins (2016)

A norma VDI 3198 estabelece seis classificações de adesão segundo critérios visuais. A Figura 7 ilustra as classificações, sendo que, HF5 e HF6, são consideradas adesão insuficiente, já as demais, HF1, HF2, HF3 e HF4 são consideradas aceitáveis. Deve-se considerar que o teste tem caráter qualitativo e comparativo, já que uma medida de adesão quantitativa envolve mecanismos bastante complexos, de difícil quantificação.

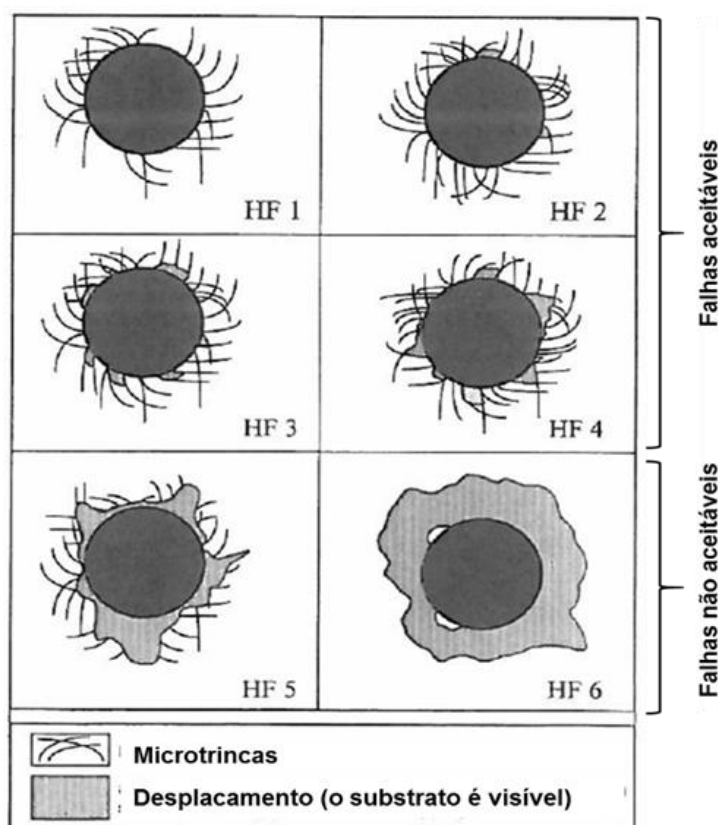


Figura 7 :Princípio do teste de indentação da norma VDI 3198

Fonte: Adaptada de Pires (2018)

A espessura do revestimento deve ser pelo menos 10 vezes maior do que a profundidade de penetração da indentação. Como não é possível determinar volumes e espessuras com a microscopia óptica, o volume de material e o tipo da zona de falha podem ser mais efetivamente detectados com auxílio da microscopia eletrônica de varredura (VIDAKIS; ANTONIADIS; BILALIS, 2003).

Segundo Martins (2021), teste de adesão do DLC foi realizado conforme preconizado pela norma VDI 3198, cuja indentação foi observada em microscopia óptica. A imagem registrada é mostrada na Figura 7, onde pode ser observado por uma região de tom mais claro delimitada em uma área circular. Ao redor desta área, na borda, não se observa a presença de fissuras ou regiões de descamação que seriam visíveis pela diferença de tonalidade em relação à superfície revestida. Com base nas classes de adesão estabelecidas pela VDI 3198, pode-se estabelecer qualitativamente que a qualidade de adesão do DLC ao substrato metálico é aceitável na classe HF1, caracterizada pela presença de trincas finas e ausência de deslocamento na borda da indentação, segundo Lenz et al. (2020).

3.2.2 *Análise do nível de desordem (amorfização) do DLC por meio da Espectroscopia Raman*

A espectroscopia Raman é uma técnica de caracterização não destrutiva, versátil, precisa e não exige um preparo especial das amostras. Permite a identificação qualitativa da composição química, estrutura (formas cristalinas e amorfas), ligações moleculares e tensões residuais presentes em diversos materiais. (SILVA et al., 2018). Conforme Ogwu et. al (1999), para caracterizar a estrutura do material a base de carbono, a espectroscopia Raman é uma das técnicas mais aceitas. O método Raman permite ainda, a análise de diversos componentes químicos do DLC, bem como, obter informações sobre a estrutura e o grau de desordem do revestimento.

Segundo Ferrari (2002), para filmes de carbono amorfo, o espectro de espalhamento Raman apresenta dois picos característicos, conhecidos como banda G, próximo a 1580 cm^{-1} e banda D, próximo de 1360 cm^{-1} (Figura 8). Ferrari e Robertson (2001) afirmam que a banda G está relacionada com os domínios da estrutura sp^2 , característico de materiais do tipo grafite e a banda D associada as ligações sp^3 , devido à presença da hibridização do diamante. Um parâmetro importante é a razão entre as intensidades dos picos das bandas D e G. A chamada razão I_D/I_G , está associada a microestrutura do filme de carbono amorfo. Quanto maior for I_D/I_G maior foi o conteúdo sp^2 . Portanto, as razões I_D/I_G e sp^3/sp^2 apresentam relações opostas, ou seja, quanto menor for I_D/I_G , maior foi sp^3/sp^2 , indicando maior conteúdo sp^3 no DLC (NAKAMURA et al., 2018).

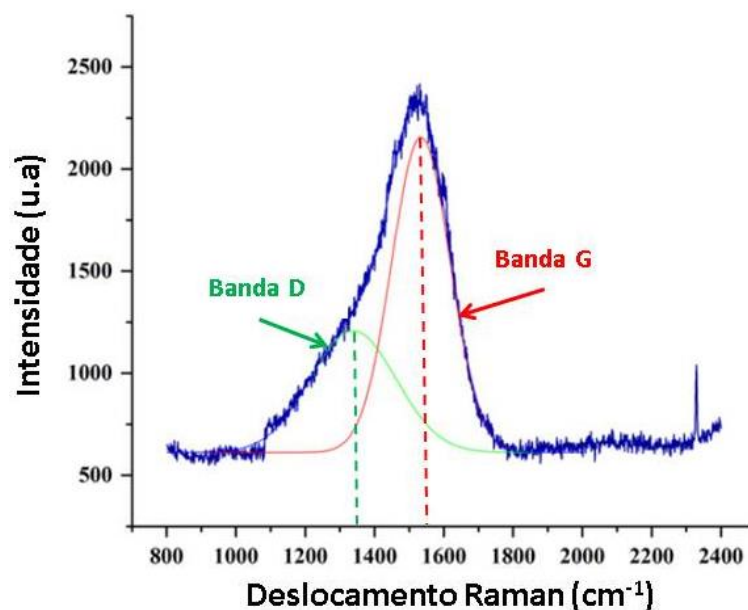


Figura 8: Posição genérica das bandas D e G de um revestimento de DLC

Fonte: Adaptado de Ghosh et al. (2015)

3.2.3 Microscopia de Força Atômica - AFM

A microscopia de força atômica (AFM – *Atomic Force Microscopy*) é uma técnica utilizada para investigação da superfície do revestimento em escala nanométrica. Esta ferramenta gera imagens em três dimensões do filme fino, de amostras condutora ou de material isolante, permitindo a avaliação das irregularidades da superfície (GARCIA e PÉREZ, 2002). Heinemann e Hinduja (2009) observaram que uma superfície rugosa gerada pela aplicação do DLC pode gerar pontos irregulares na superfície da peça.

Segundo Souza, 2014, a topografia realizada sobre a superfície dos filmes foram avaliadas em uma varredura de 20 e 40 μm para a medição da rugosidade. Observou que a topografia em amostras de metal duro possui a superfície mais homogênea, perfil tridimensional da topografia, do qual é possível visualizar a morfologia da superfície. Os picos apresentam aspectos arredondados e a deposição do filme segue o perfil do substrato, ou seja, a rugosidade do substrato influencia nos resultados de rugosidade do recobrimento, como esperado. A rugosidade do substrato é um dos pontos chaves para o comportamento tribológico do filme, pois, após a deposição o filme manterá a mesma topografia do substrato (PODGORNIK; VIZINTIN, 2005).

3.2.4 Ensaio de desgaste micro abrasivo - Caloteste

Conhecer a resistência ao desgaste abrasivo de filmes finos auxilia na correta aplicabilidade dos mesmos. A norma DD ENV 1071-6 estabelece os parâmetros para determinação da resistência a abrasão em superfícies planas (EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, 2001). De acordo com Martins et. al (2022) o teste de desgaste microabrasivo avalia o desempenho do revestimento em relação à superfície do substrato.

O caloteste consiste em um ensaio destrutivo que visa analisar a resistência à abrasão, a estrutura e a espessura de filmes finos (VEINTHAL et al, 2012). Segundo Silva, Souza e Carneiro (2016), uma esfera é pressionada contra uma amostra revestida e submetida a giros sobre o próprio eixo com velocidade e número de revoluções pré-determinados. Ao mesmo tempo, uma solução abrasiva é adicionada ao sistema entre a amostra e a esfera, geralmente com partículas finas (em micrômetros), formando um sistema tribológico de três corpos, promovendo o desgaste abrasivo. Os parâmetros envolvidos no ensaio são a carga, a velocidade tangencial, o número de revoluções, o diâmetro e material da esfera, a composição, morfologia, concentração e tamanho das partículas do abrasivo, taxa de alimentação do abrasivo e ainda, a geometria da superfície (EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, 2001). Geralmente utiliza-se uma esfera de aço SAE52100 com diâmetro de 25 mm, seguindo a norma ISO 3290.

O posicionamento da amostra e da esfera também são importantes para a determinação da calota. Este fator depende principalmente da geometria da superfície da peça, que pode ser cilíndrica ou plana. A Figura 9 mostra um exemplo de posicionamento quando a amostra tem superfície cilíndrica ou plana.

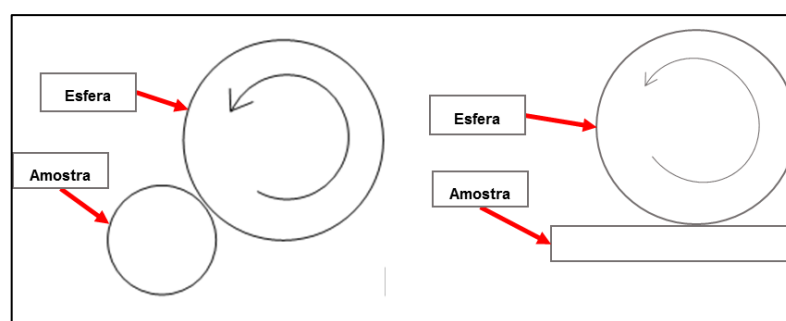


Figura 9: Posicionamento da amostra e esfera no equipamento caloteste

Fonte: Pires (2018)

A microscopia óptica é utilizada para a medição da calota de desgaste (ver Figura 10) enquanto a perfilometria é utilizada como método auxiliar no intuito de avaliar a forma da calota. A perfilometria apesar de ser uma técnica mais apurada, é pouco utilizada na medição desses parâmetros, pois se acredita que a rugosidade superficial interfira na incerteza das medidas (SABATINI *et al.*, 2010).

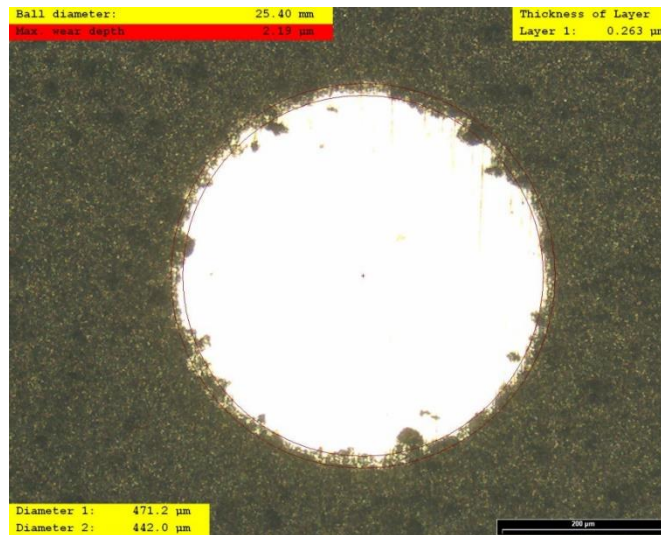


Figura 10: Medição do diâmetro de cratera de desgaste

Fonte: Martins (2016)

Após geração das calotas, as mesmas são analisadas, a medição do diâmetro das calotas geradas possibilita determinar os coeficientes de desgaste do recobrimento e do substrato e em alguns casos a espessura do recobrimento (LEYVA, 2011). É possível medir o volume desgastado pela cratera gerada com o auxílio da perfilometria tridimensional, ou calcular este volume com base no diâmetro externo da cratera gerada, considerando correta a hipótese de que estas produzem uma região esférica, conforme Equação (1), (2) e (3).

$$S = 2 * \pi * n_1 \quad (1)$$

$$V = \frac{\pi * D^4}{64 * R} \quad (2)$$

$$Q = \frac{V}{S} \quad (3)$$

Sendo D o diâmetro da cratera, n_1 o número de voltas, R o raio da esfera, V o volume desgastado, S a distância percorrida e Q a taxa de desgaste.

O coeficiente de desgaste de um material (k_c) é calculado usando-se a equação de Archard, Equação (4).

$$k_c = \frac{\pi * b^4}{64 * S * N} \quad (4)$$

Sendo S (m) a distância deslizada pela esfera rotativa e N (N) a carga normal aplicada.

3.3 Processo de Usinagem

A usinagem é um processo de fabricação capaz de conferir forma, dimensões, acabamento ou uma combinação destes a uma peça por meio da retirada de material em formato irregular, que recebe o nome de cavaco (FERRARESI, 2006). Dependendo da quantidade de material retirado, ele pode ser considerado como de desbaste, semiacabamento ou acabamento. Também dentro dos processos de fabricação, estão aqueles nos quais o produto adquire sua forma por processos que não envolvem a remoção do cavaco, como no caso da fundição, soldagem e processos de conformação. Na Figura 11 pode ser visto um resumo dessas informações:

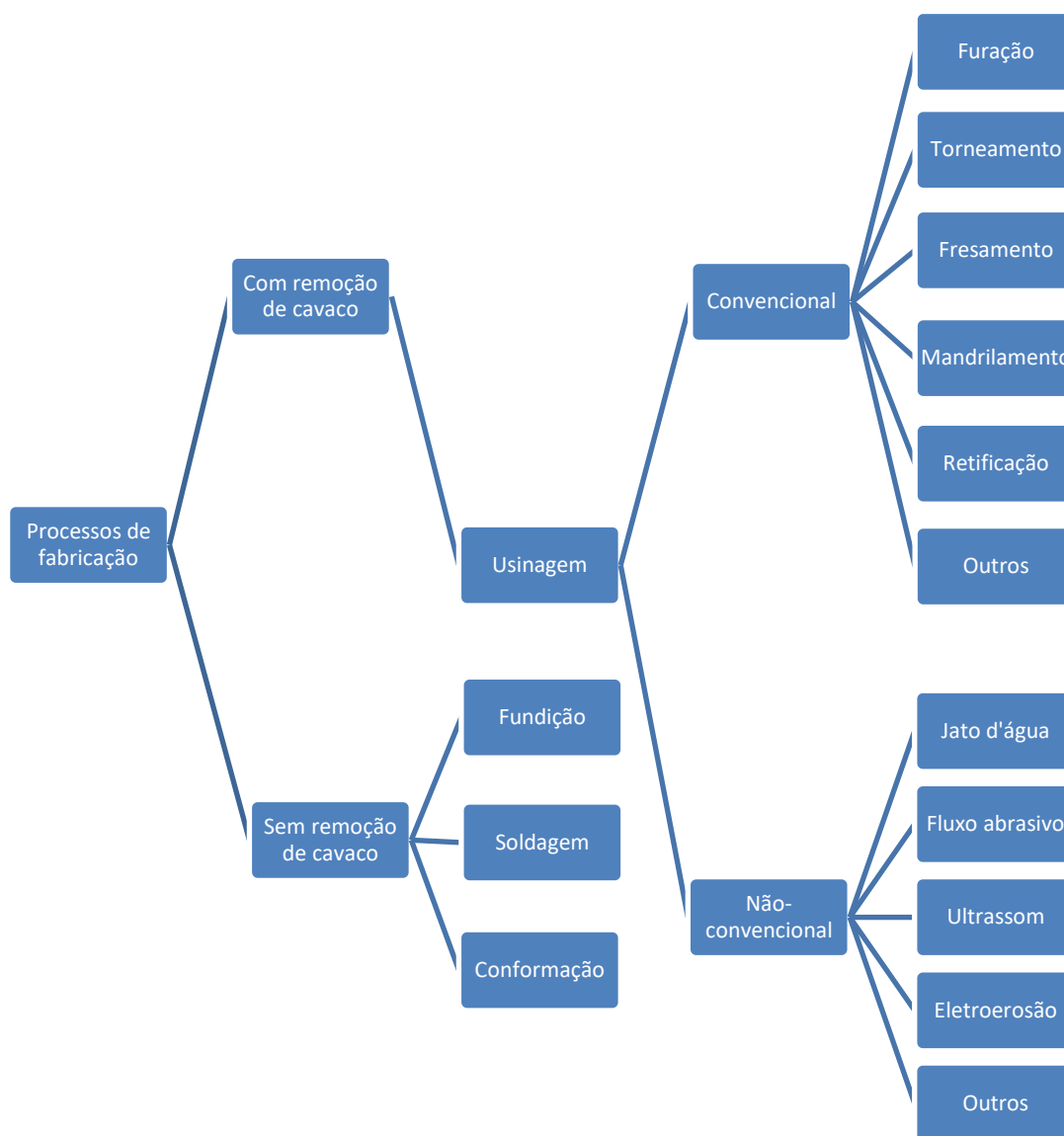


Figura 11: Principais processos de fabricação

Fonte: Drumond (2021)

“Machado (2015) afirma que a usinagem é reconhecida como o processo de fabricação mais utilizado no planeta e

possui uma característica paradoxal pois, segundo o autor, ao mesmo tempo pode ser definido como simples e complexo. A complexidade vem da dificuldade de se determinar condições ideais de usinagem. Já a simplicidade refere-se ao fato de que, uma vez determinadas as melhores condições, o cavaco se formará da melhor maneira, dispensando maiores intervenções”.

Nesse sentido, trata-se de um processo fundamentalmente prático e que envolve diversas variáveis. Em seu estudo estão envolvidas disciplinas como a mecânica, representada por cinemática, atrito e deformação; a termodinâmica, por meio da geração e propagação de calor e; as propriedades dos materiais.

3.3.1 *As grandezas físicas envolvidas no processo de usinagem*

Segundo Machado (2015), as grandezas físicas envolvidas no processo de usinagem são aquelas que determinam o movimento relativo que deve ocorrer entre a peça e a ferramenta. Os movimentos responsáveis por promover a retirada do cavaco são os seguintes:

- Movimento de corte: ocorre entre a peça e a aresta de corte. Se não for simultâneo ao movimento de avanço, produz uma retirada única de cavaco.
- Movimento de avanço: ocorre entre a peça e a aresta de corte e, em conjunto com o movimento de corte, produz a retirada contínua de cavaco.
- Movimento efetivo: resultante dos movimentos de corte e de avanço.

As direções desses movimentos são as seguintes:

- Direção de corte: instantânea do movimento de corte.
- Direção de avanço: instantânea do movimento de avanço.
- Direção efetiva: instantânea do movimento efetivo de corte.

Os percursos da ferramenta na peça são descritos por:

- Percurso de corte (L_c): espaço percorrido pelo ponto de referência da aresta cortante sobre a peça, de acordo com a direção de corte.
- Percurso de avanço (L_f): espaço percorrido pelo ponto de referência da aresta cortante sobre a peça, de acordo com a direção de avanço.

- Percurso efetivo (L_e): espaço percorrido pelo ponto de referência da aresta cortante sobre a peça, de acordo com a direção efetiva de corte.

As velocidades são definidas por:

- Velocidade de corte (V_c): velocidade instantânea do ponto de referência da aresta cortante da ferramenta, segundo a direção e o sentido do corte. É calculada a partir da Equação (5):

$$V_c = \frac{\pi \cdot d \cdot n}{1000} \quad (5)$$

Onde d é o diâmetro da peça ou ferramenta em mm; n é o número de rotações por minuto (rpm)

- Velocidade de avanço (V_f): velocidade instantânea do ponto de referência da aresta cortante da ferramenta, segundo a direção e o sentido do avanço. É calculada a partir da Equação (6):

$$V_f = f \cdot n \quad (6)$$

Onde f é o avanço em mm/rev; n é o número de rotações por minuto (rpm)

- Velocidade efetiva (V_e): velocidade instantânea do ponto de referência da aresta cortante da ferramenta, segundo a direção e o sentido efetivo do corte. É calculada a partir da Equação (7):

$$V_e = V_c + V_f \quad (7)$$

3.3.2 Processo de furação

A furação é um dos processos convencionais mais utilizados na manufatura, correspondendo em aproximadamente 40% da remoção total de material nas indústrias aeroespacial, aeronáutica e automobilística. O processo representa um terço de todas as operações de usinagem de metais leves e compósitos (PAKTINAT e AMINI, 2018).

Assim como os outros existentes, a furação é um processo de alta complexidade e que pode envolver vários fenômenos como deformação plástica, fratura, impacto, desgaste, dentre outros. Além disso, a geração de calor e a presença de elevadas temperaturas de corte também se fazem presentes, e de seu controle depende o controle de acontecimentos indesejáveis como o desgaste precoce da geometria de corte da ferramenta que, caso não seja realizado, poderá ter como consequência a inexactidão dimensional dos furos, além de danos ao acabamento superficial (MARTINS, 2016). A Figura 12 mostra a cinemática do processo de furação:

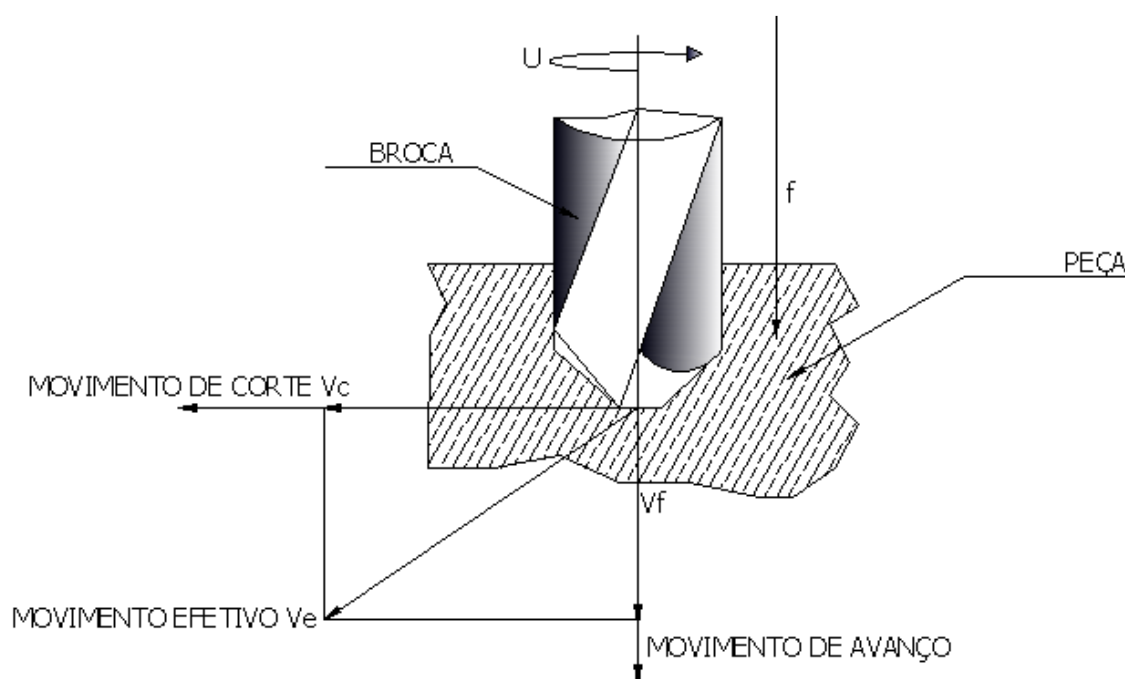


Figura 12: Cinemática da furação

Fonte: Martins (2016)

Segundo Kumar, Baskar e Rajaguru (2020) a furação é uma operação de usinagem para execução de furo circular em peça usando uma ferramenta rotativa denominada broca. A velocidade de corte e o ângulo de inclinação variam em relação à distância do centro da broca com a aresta de corte tendo sua maior velocidade de corte na periferia da broca. Devido a esta variação de velocidade de corte, a remoção do material ocorre devido ao processo de extrusão. Geralmente o processo de furação ocorre em dois estágios; o primeiro é a penetração do ângulo de ponta da broca,

caracterizado pela medida h (Figura 13), na peça, e o segundo a perfuração do furo, a Figura 5 ilustra os dois estágios.

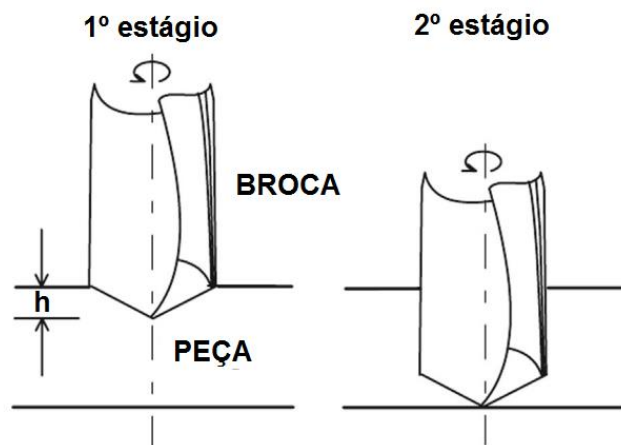


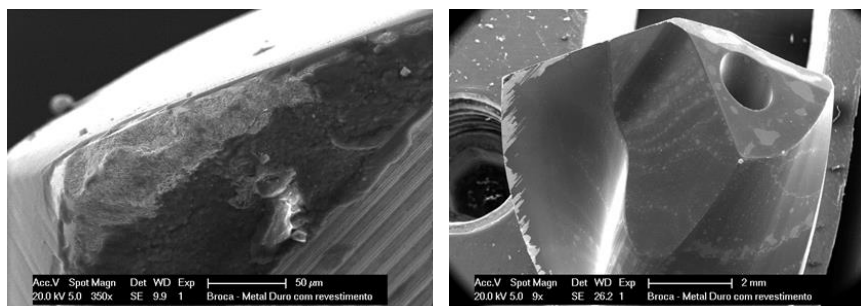
Figura 13: Desenho esquemático dos estágios do processo e furação

Fonte: Adaptada de Kumar, Baskar e Rajaguru (2020)

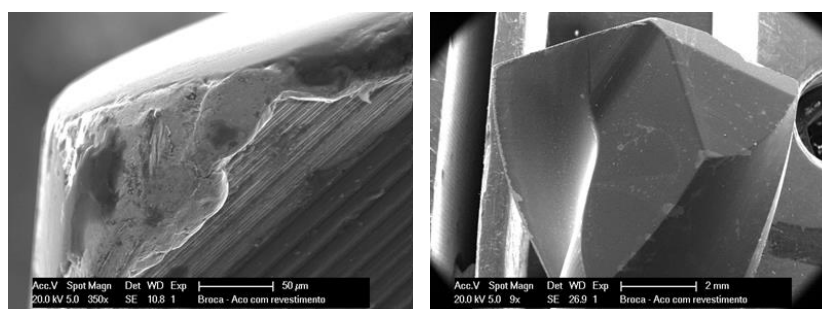
De acordo com Kumar, Baskar e Rajaguru (2020) alguns pesquisadores propõem que o maior desgaste da broca ocorre em maiores avanços da ferramenta, devido ao aumento da área de contato entre a broca e a peça. Com maior avanço, ocorre maior força de corte, o que reduz a vida útil da broca. Foi proposto que filmes finos de maior dureza e resistência ao desgaste, como por exemplo, o DLC, aumentam em até 50% a vida útil da ferramenta em comparação com brocas não revestidas.

Segundo Souza (2013), atualmente os trabalhos de avaliação de filmes finos, são baseados em 3 técnicas de caracterização: adesão, dureza e resistência ao desgaste, sendo também, empregadas outras técnicas complementares de caracterização química, mecânica e tribológica dos filmes finos. A preparação e a tecnologia de produção podem influenciar significativamente na forma como os materiais irão aderir e, conseqüentemente, no modo de falha (BULL, 1991). As falhas de aderência, que são a base do ensaio de riscamento para filmes finos duros, são fraturas devido a flambagem e o deslocamento (BULL, 1997).

Jesus (2013) observou as características da superfície tribológica das brocas de metal duro e aço rápido após deposição do DLC pelo processo de CVD. Análise realizada em microscopia eletrônica de varredura utilizando método de EDX, notou que o filme de DLC apresentou várias irregularidades sobre a superfície das ferramentas como pode-se observar na Figura 14.



a) Aresta de corte broca de metal duro com cobertura de DLC e aresta frontal



b) Aresta de corte broca de aço com cobertura de DLC e aresta frontal

Figura 14: (a e b) Detalhes das arestas de corte das brocas em metal duro e aço rápido analisadas em microscopia eletrônica de varredura

Fonte: Jesus (2013)

3.3.3 Aspectos da usinagem a seco

A aplicação de fluidos de corte é uma técnica já conhecida pelos benefícios apresentados em diversos estudos. Caracterizados por apresentar baixa resistência ao cisalhamento, a presença na interface de um tribossistema reduz o coeficiente de atrito (lubrificante) e o calor (refrigerante) gerado, além da proteção contra corrosão e facilitador da remoção e/ou quebra do cavaco. Em geral, os esforços de usinagem, o desgaste das ferramentas e a rugosidade são reduzidos (AMINI et al., 2017).

A remoção do cavaco durante a furação é um ponto importante que diferencia o processo dos demais. As forças de corte, a temperatura de corte e as tolerâncias geométricas do furo são dependentes desse ponto (YAŞAR, 2019). Segundo Ribeiro Filho et al. (2017), na medida em que a profundidade do furo aumenta, o escoamento do cavaco e o acesso do fluido de corte tornam-se mais restritos. A broca com canais de lubrificação (Figura 15) é adequada para esse caso, permite maiores avanços e, portanto, a remoção de um maior volume de cavacos (SUGITA et al., 2019).

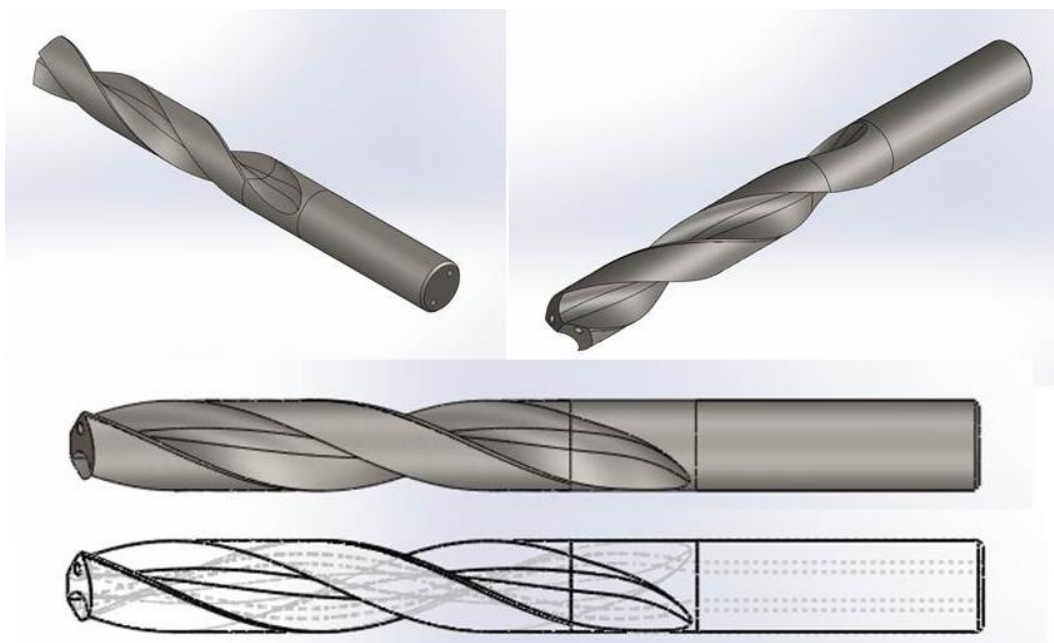


Figura 15: Broca helicoidal com canais de lubrificação

Fonte: Ba (2022)

De acordo com Ribeiro Filho et al. (2017), fluidos de corte são nocivos ao meio ambiente devido ao consumo considerável de água e a poluição resultante do descarte incorreto. A partir disso, muitas pesquisas têm como objetivo tornar a engenharia de manufatura mais “verde”. A mínima quantidade de fluido (MQL) e a usinagem a seco são técnicas ambientalmente mais aceitáveis. No entanto, um custo adicional de máquinas mais robustas e ferramentas especiais pode estar agregado. Na usinagem a seco, por exemplo, problemas relacionados à temperatura de corte são frequentes em altas velocidades de corte: adesão, maior taxa de desgaste e perda de qualidade do produto acabado (CHETAN et al., 2015). Para Kelly e Cotterell (2002), executar a furação de ligas de alumínio sem fluido de corte é praticamente impossível. O uso de filmes finos duros e de baixa afinidade química é recomendado para amenizar o desgaste nessas condições (BAGCI e OZCELIK, 2006).

Brzezinka et al. (2019) elaboraram uma metodologia para melhorar as propriedades autolubrificantes na interface de contato durante o fresamento de ligas Al-Si. Cinco conjuntos de filmes finos de DLC foram depositados sobre um substrato de carboneto de tungstênio pré-revestido com diboreto de titânio (TiB_2). O desempenho destes filmes finos foi comparado com um inserto comercial revestido com TiB_2 . Os resultados mostraram que todos os filmes finos de DLC diminuíram o

desgaste da ferramenta em comparação com o revestimento somente de TiB_2 . Verificou-se uma redução máxima de 85% na taxa de desgaste.

3.3.4 *Fabricação de ferramentas de corte em aço-rápido*

O aço-rápido é uma classe dos aços ferramentas com alta porcentagem de carbono utilizado para a fabricação de diversas ferramentas de corte, principalmente as convencionais. Suas propriedades mecânicas são ideais para processos de usinagem que demandam tenacidade baixa velocidade de corte e necessidade de fabricação de ferramentas com geometria complexa, como brocas helicoidais (AVCI et al., 2020).

A aplicação de filmes finos em ferramentas de aço rápido não é novidade, contudo, estudar suas propriedades torna-se relevante para a melhoria de seu desempenho nos processos produtivos. Mohammadzadeh, Akbari e Drouet (2014) propõem em suas pesquisas, o estudo da microestrutura e desgaste em ferramentas de aço AISI M2 nitretadas. Czyzniewski (2012) aborda sobre a otimização dos parâmetros de deposição em ferramentas de aço rápido, em termos de adesão, resistência ao desgaste e dureza.

Em relação aos novos materiais citados, está o primeiro aço rápido. Surgido no final do século XIX, ele continha carbono, tungstênio, cromo, manganês e vanádio em sua composição, elementos que já estavam presentes nas ligas baixas e médias de aço carbono, porém, em composições diferentes. Em função da utilização de novas composições, o tratamento térmico que até então era realizado nos aços carbono também foi alterado para ser aplicado no aço rápido. Na época, as velocidades de corte e, conseqüentemente, a produtividade, puderam ser aumentadas em cerca de dez vezes. Foi isso, inclusive, que fez com que eles recebessem o nome aço rápido, originalmente, *High Speed*. Até os dias atuais, as ferramentas em aço rápido continuam a ser largamente utilizadas, apesar de novos materiais já terem sido desenvolvidos (ROUSSEAU, 2016).

Os aços rápidos são divididos em duas séries: ao molibdênio (série M) e ao tungstênio (série T). A série M tem o molibdênio como principal elemento, com um teor entre 3,25% a 11%. Na série T, o tungstênio é o principal elemento, entre 11,75% a 21% (ABNT NBR NM 116-1:2005). De acordo com Ba (2022), aproximadamente 95% das ferramentas são fabricadas com a série M.

O aço rápido apresenta menor desempenho quando comparado aos demais materiais, como o metal duro, por exemplo, pois se observa mudanças de propriedades mecânicas em temperaturas superiores a 600°C (MARTINS, 2016). A aresta perde a capacidade de corte devido a estabilidade térmica e a resistência ao desgaste serem significativamente reduzidas pela perda da dureza. Devido a isso, as brocas só devem ser empregadas com baixas velocidades de corte para evitar o desgaste prematuro (MORENO, 2013). Segundo Castillo (2005), a velocidade de corte máxima na usinagem de materiais ferrosos é de aproximadamente 50m/min.

3.3.5 Desgaste de ferramenta

Segundo Machado et. al (2009), os principais mecanismos de desgaste de ferramentas de corte são abrasão, adesão, difusão e oxidação. Estes mecanismos estão diretamente relacionados com a temperatura de corte e qualquer parâmetro de usinagem que influencie na variação da mesma. Em baixas temperaturas a adesão e abrasão são os atuantes. Já em temperaturas elevadas a adesão perde lugar para os mecanismos de difusão e oxidação.

Diniz, Marcondes e Coppini (2013) afirmam que o desgaste abrasivo é estimulado pela presença de partículas duras do material da peça ou da ferramenta de corte. Partículas duras são retiradas da ferramenta pelo movimento da peça causando desgaste na superfície da ferramenta. A região desgastada apresenta sulcos paralelos à direção do fluxo de material.

Se duas superfícies metálicas estão em contato sob cargas moderadas atuando em baixas temperatura e velocidade de corte, forma-se entre elas um extrato metálico que provoca aderência, provocando a migração de metal de uma superfície para a outra. O fenômeno descrito, a aderência, é responsável pela formação da aresta postiça de corte (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013).

Durante a usinagem, em baixa velocidade de corte, parte do cavaco em contato com a superfície de saída da ferramenta sob pressão, adere na superfície da ferramenta como um ponto de solda. O fluxo do cavaco seguinte sobre esta camada aderida aumenta a resistência mecânica, agindo como outra aresta de corte (DINIZ, MARCONDES e COPPINI, 2013).

As condições do processo podem levar a redução da vida da ferramenta é considerada como parâmetro-chave na avaliação da eficácia dos processos de

O desgaste em ferramentas corresponde, segundo a Norma ABNT NBR ISO 3685 (MACHADO, 2015), a uma mudança na forma original delas, em função de uma perda gradual de material. Dessa forma, corresponde a uma mudança que ocorre de maneira contínua e progressiva e em proporções pequenas. Há também os casos em ocorre deformação plástica, considerada por alguns autores como desgaste, enquanto outros dizem tratar-se de um processo de destruição da ferramenta de corte. Em casos como esse, que ocorrem em ferramentas fabricadas com materiais de menor dureza, a temperatura desempenha um importante papel. Apesar das diferentes causas, em ambas situações, a mudança na forma original da ferramenta pode ter por consequência a produção de peças de qualidade inferior à esperada (MACHADO 2015).

Martins (2021) observou que em quando o DLC foi utilizado, o mecanismo de desgaste foi significativamente reduzido. Silva et al 2013 investigaram o revestimento DLC efeito na perfuração da liga Al-Si 323. A ferramenta revestida apresentou melhor desempenho do que a ferramenta não revestida, levando a um ciclo de vida mais longo, menos desvios das tolerâncias geométricas, menor coeficiente de atrito, menor desgaste, menos adesão do material e melhor rugosidade. Kumar et al 2020. avaliaram a aplicabilidade dos filmes finos DLC a-C:H e WC/C (comercialmente conhecido como BALINIT C) em ferramentas cerâmicas no torneamento a seco de aços endurecidos. As menores temperaturas de usinagem na variação da velocidade de corte foram obtidas com o DLC. Verificou-se que o DLC é um filme resistente ao mecanismo de adesão analisando o desgaste na ferramenta superfície de saída

A norma ABNT NBR ISO 3685 traz os parâmetros que devem ser utilizados para quantificar esses desgastes (MACHADO, 2015). Os principais parâmetros são apresentados na Tabela 1:

Tabela 1: A norma ABNT NBR ISO 3685 para desgaste

Parâmetros de desgaste	Tipo de desgaste;
KT	desgaste de flanco médio;
VB _B	desgaste de flanco máximo;
VB _{Bmáx}	desgaste de entalhe;
VB _N	profundidade de cratera;
VB _C	desgaste de ponta

Fonte: Adaptado de Machado (2015)

3.4 Ligas de alumínio

Possuidor de uma estrutura cúbica de face centrada, o alumínio apresenta alta ductilidade em temperatura ambiente e em baixas temperaturas também. Essa característica acaba promovendo o aumento das forças no momento da usinagem, além de resultar em acabamento superficial pobre e difícil controle dos cavacos. É nesse contexto e com o objetivo de melhorar algumas propriedades do alumínio, que comercialmente são utilizadas as ligas de alumínio (SANTOS Jr. et. al, 2016).

Elementos como o cobre (Cu), magnésio (Mg), manganês (Mn), Zinco (Zn), ferro (Fe), Silício (Si), dentre outros, podem ser adicionados ao alumínio para que sejam compostas diferentes ligas (SANTOS Jr. et. al, 2016). É o caso da liga Al-Mg-Si 6061, que possui, dentre outros, magnésio e silício em sua composição. Isso faz com que ela apresente propriedades como alta resistência, boa soldabilidade e baixa densidade, características desejadas na fabricação de produtos destinados a diferentes áreas, como aeroespacial, automotiva, ferroviária, marítima, dentre outras (RAHMATI, SARHAN, SAYUTI, 2014).

De acordo com Blanco et al. (2020), o desenvolvimento das ligas metálicas tem contribuído para o avanço do setor de transporte diante dos compromissos da indústria com o meio ambiente. Nos automóveis, essas ligas são utilizadas para a fabricação estrutural de portas e de chassis, tubos para sistema de ar condicionado entre outros. Na indústria aeronáutica, destaca-se a fabricação da fuselagem de helicópteros e aviões comerciais, assas, rotores e outros componentes estabilizadores.

Dentre as principais vantagens do alumínio está o fato dele poder ser transformado com facilidade, o que significa que vários processos de produção podem ser utilizados tais como laminação, estampagem, extrusão, forjamento, fundição, soldagem, usinagem. Além disso, seu aspecto, muitas vezes, dispensa a utilização de outros processos que visam o seu acabamento. Também sua alta resistência à corrosão é um ponto que merece destaque em determinadas aplicações do alumínio. Outro ponto favorável à utilização do alumínio é a sua capacidade de ser reciclado sem que sejam alteradas suas propriedades físicas e químicas, em um processo que utiliza apenas 5% da energia que é utilizada em sua produção (ABAL, 2004). Essas características do alumínio aliadas à sua baixa densidade, contribuem para que ele

seja amplamente aplicado em vários setores da indústria, inclusive, automobilístico e aeroespacial (SANTOS Jr. et. al, 2016).

A Tabela 2 apresenta algumas propriedades físicas do alumínio e as compara com aço e cobre:

Tabela 2: Comparativo entre as propriedades físicas típicas de alumínio, aço e cobre.

Propriedades físicas típicas	Alumínio	Aço	Cobre
Densidade (g/cm ³)	2,70	7,86	8,96
Temperatura de fusão (°C)	660	1500	1083
Módulo de elasticidade (MPa)	70000	205000	110000
Coeficiente de dilatação térmica (L/°C);	23.10-6	11,7.10-6	16,5.10-6
Condutibilidade térmica a 25°C (Cal/cm/°C)	0,53	0,12	0,94
Condutibilidade elétrica (%IACS)	61	14,5	100

Fonte: ABAL (2004)

O alumínio com altos teores de pureza é caracterizado por uma baixa resistência mecânica, o que acaba limitando sua utilização a aplicações em que essa não seja uma característica de grande importância. Por outro lado, segundo PIRES (2018), ao ser considerada sua resistência mecânica específica, que corresponde à razão entre a resistência mecânica e o peso específico, o alumínio apresenta valores superiores ao aço rápidos, conforme pode ser visto na Tabela 3:

Tabela 3: Comparativo entre as resistências específicas de aço e alumínio.

Material	Resistência específica (g/cm³)
Aço	17,8 x 10 ⁵
Alumínio	21,8 x 10 ⁵

Fonte: Pires (2018)

Segundo Gonçalves (2012), o alumínio, quando fundido, dissolve outros metais e substâncias que agem como o metal base da peça, consideradas metaloides, como é o caso do silício. Após o resfriamento e solidificação, alguns dos constituintes ficam retidos na liga, alterando a estrutura atômica do metal, tornando-o mais rígido. A existência de um diversificado número de ligas permite uma grande variação de combinações de propriedades como resistência mecânica, resistência à corrosão, condutividades térmica e elétrica, usinabilidade, ductilidade, dentre outros.

3.4.1 Tratamento T6

Métodos de modificação microestrutural dos materiais são aplicados nas ligas de alumínio com a finalidade de aperfeiçoar suas propriedades mecânicas. O tratamento térmico T6 (Figura 17) é um deles, que envolve três estágios: (1) solubilização, (2) têmpera e (3) envelhecimento artificial (RAHMAN et al., 2019).

No primeiro estágio (solubilização) a liga é aquecida a uma determinada temperatura dentro da região da fase α , onde os elementos de liga e o precipitado devem ser dissolvidos, formando então após determinado tempo uma solução sólida. Em seguida, um resfriamento brusco (têmpera) é realizado para que a microestrutura solubilizada seja mantida à temperatura ambiente ou próxima a essa. A liga é reaquecida até atingir uma temperatura de aproximadamente 180°C. A partir daí o tempo torna-se o fator fundamental para a nucleação e o coalescimento dos precipitados de Mg_2Si , pois o endurecimento depende da morfologia, tamanho e a densidade (quantidade) dos precipitados formados durante o envelhecimento (MAIA, 2012; WANG et al., 2014; MARQUES, 2015).

Durante o envelhecimento artificial, último estágio do tratamento T6 (Figura 17), os precipitados surgem na forma das denominadas zonas de Guinier Preston (zonas GP), que são agrupamentos de átomos do soluto Mg_2Si . As partículas precipitadas são finas e possuem a mesma estrutura cristalina da matriz, ou seja, são coerentes com a matriz. Um endurecimento da liga já pode ser obtido caso o tratamento seja finalizado (resfriamento) nesse estágio denominado por subenvelhecimento. Aumentando o tempo de envelhecimento, os precipitados coalescem mais, obtendo uma morfologia acicular de agulhas (β'') e bastonetes (β'), coerentes e semicoerentes com a matriz, respectivamente. Esse é tido como o estágio de maximização de endurecimento da liga. Caso o tempo de envelhecimento seja prolongado

(superenvelhecimento), os precipitados coalescem ainda mais, tornando-se grosseiros e incoerentes (β) com a matriz. Nesse último caso, a resistência ao movimento de discordâncias é reduzida e como consequência, a resistência mecânica da liga também se torna menor (JAAFAR et al., 2011; MAIA, 2012; POGATSCHER et al., 2013; WANG et al., 2014; MARQUES, 2015; CABIBBO et al., 2018).

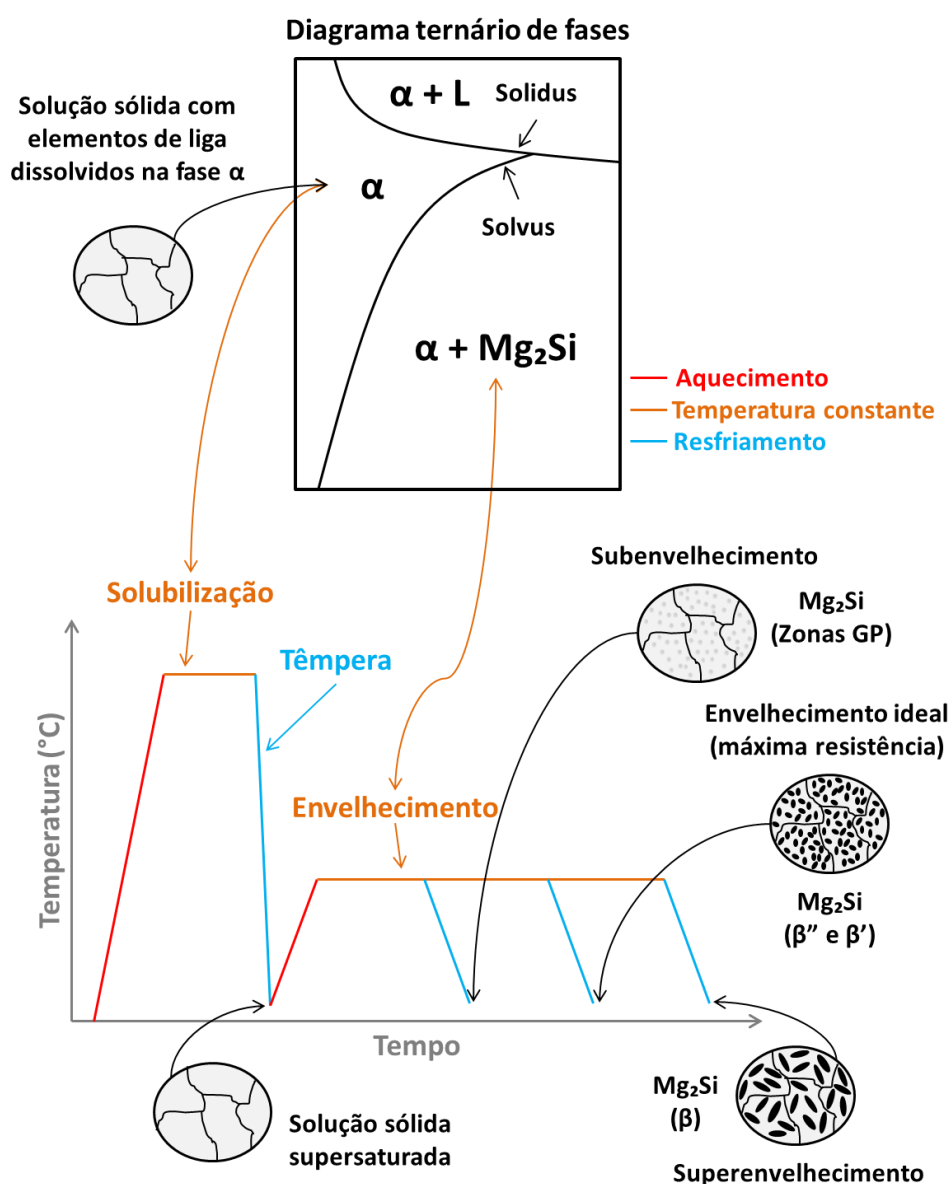


Figura 17: Estágios do tratamento térmico T6

Fonte: Ba (2022)

No estudo realizado por Ba (2022), a microestrutura da liga Al-Mg-Si 6351-T6 foi analisada por meio da microscopia óptica. A superfície da amostra foi preparada e

atacada quimicamente com solução de ácido fluorídrico. A característica microestrutural é resultante do tratamento T6, conforme observado na Figura 18: (1) uma matriz, em tonalidade mais clara, constituída por alumínio; (2) dispersão de precipitados finos de siliceto de magnésio com morfologia acicular (Mg_2Si β''); e (3) uma dispersão de menor homogeneidade, em tonalidade mais escura, que pode indicar a presença de vazios, inclusões, ou precipitados grosseiros de Mg_2Si .

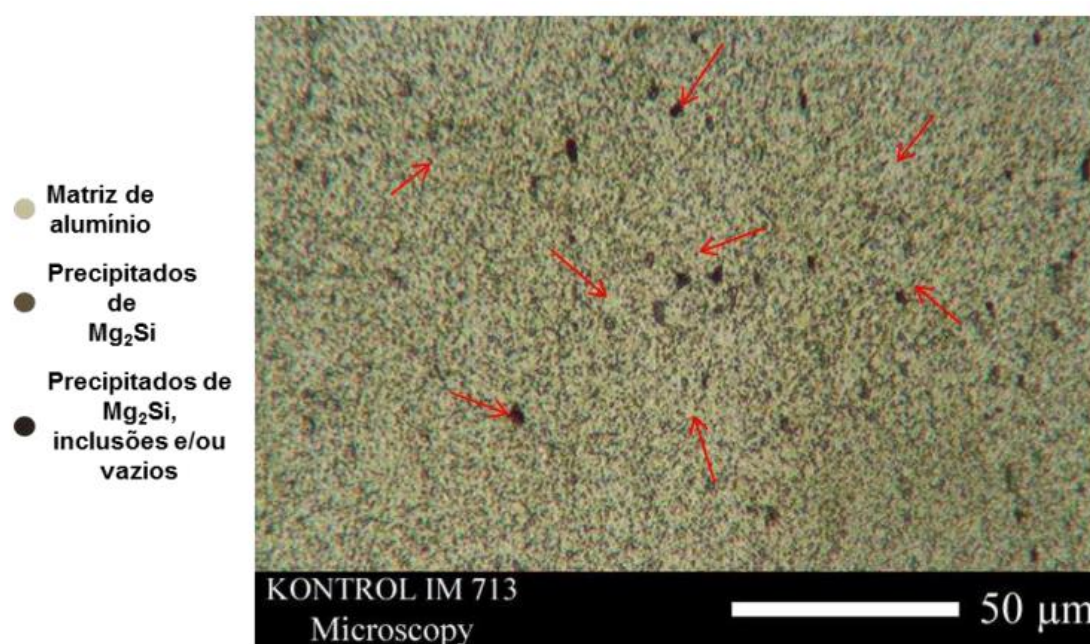


Figura 18: Imagem da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6351-T6 registrada durante análise de microscopia óptica

Fonte: Ba (2022)

3.5 Parâmetros de Superfície

Todas as superfícies usinadas apresentam erros micro geométricos (falhas, ondulações e rugosidade) que fazem parte do estudo da textura superficial, ou acabamento superficial (Figura 19). As falhas são interrupções inesperadas causadas por defeitos do material, como inclusões, trincas ou bolhas. A rugosidade é caracterizada por irregularidades cuja frequência é maior do que as ondulações. Essas irregularidades são por asperezas (picos e vales) resultantes do avanço da ferramenta e sua interação (contato e movimento relativo) com o cavaco e a superfície usinada (TRENT e WRIGHT, 2000). Muitos estudos são realizados para melhorar o

desempenho dos processos, tendo a rugosidade como a variável resposta (ABU-MAHFOUZ et al., 2018).

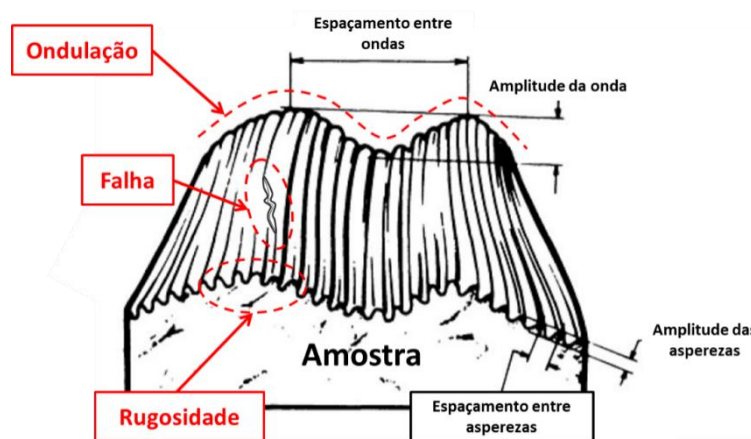


Figura 19: Erros micro geométricos de uma superfície

Fonte: Ba (2022)

3.5.1 Parâmetros de rugosidade: R_a , R_q , R_z , R_{sk} e R_{ku}

O parâmetro R_a representa a média absoluta de todas as alturas (y_i) mensuradas ao longo do comprimento de avaliação, conforme apresentado na Figura 20 (LEACH, 2011). A linha média do perfil apresentada é utilizada como referência para o cálculo do R_a e demais parâmetros. O parâmetro de média aritmética R_a é um dos mais mencionados e utilizados na indústria e nos estudos científicos. É ideal para relacionar o efeito dos parâmetros de usinagem com as variações de altura e profundidade das asperezas (HALEEL, 2018).

O parâmetro de rugosidade R_z fornece uma ideia mais clara para a monitoração da variação do acabamento superficial no processo de fabricação.

Comparando-se o parâmetro R_z com R_a , pode-se dizer que o parâmetro R_z é mais sensível às mudanças no acabamento superficial.

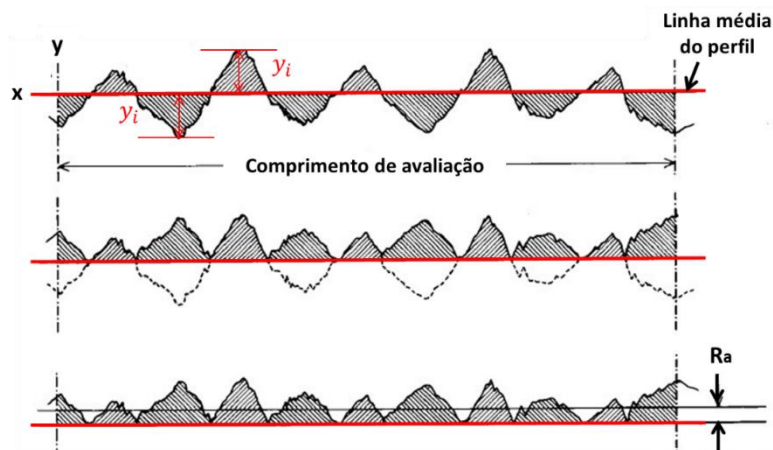


Figura 20: Análise da média aritmética do perfil de rugosidade

Fonte: Adaptado de Leach (2011)

R_z (DIN) também conhecido como parâmetro R_{tm} é a média de todos os valores de Z no comprimento de avaliação, onde Z é a altura máxima das rugosidades medidas no comprimento de amostragem (Figura 21).

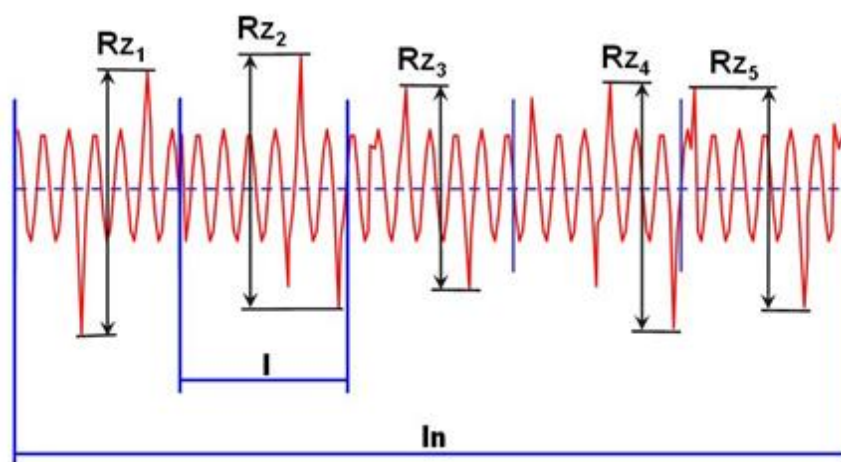


Figura 21: Parâmetro R_z DIN

Fonte: Taylor (2000)

Onde:

ln = comprimento de avaliação

I = Comprimento de amostragem (CUT-OFF).

A assimetria (R_{sk}) descreve a probabilidade de distribuição entre picos e vales no perfil de rugosidade, tendo a distribuição gaussiana (normal) como referência

(Figura 22). Esse parâmetro determina se a rugosidade de uma superfície é predominante em picos ou em vales (TO et al., 2018). Uma assimetria igual a zero, ou simetria gaussiana, significa que há uma distribuição homogênea entre picos e vales. Na prática, são observadas superfícies não gaussianas, ou assimétricas. Acima do valor gaussiano ($R_{sk} = 0$), o perfil é assimétrico positivo, predominando-se em picos altos e vales rasos. Valores negativos mostram que a superfície apresenta um perfil de rugosidade predominante em vales profundos e picos rasos (SEDLAČEK et al., 2017).

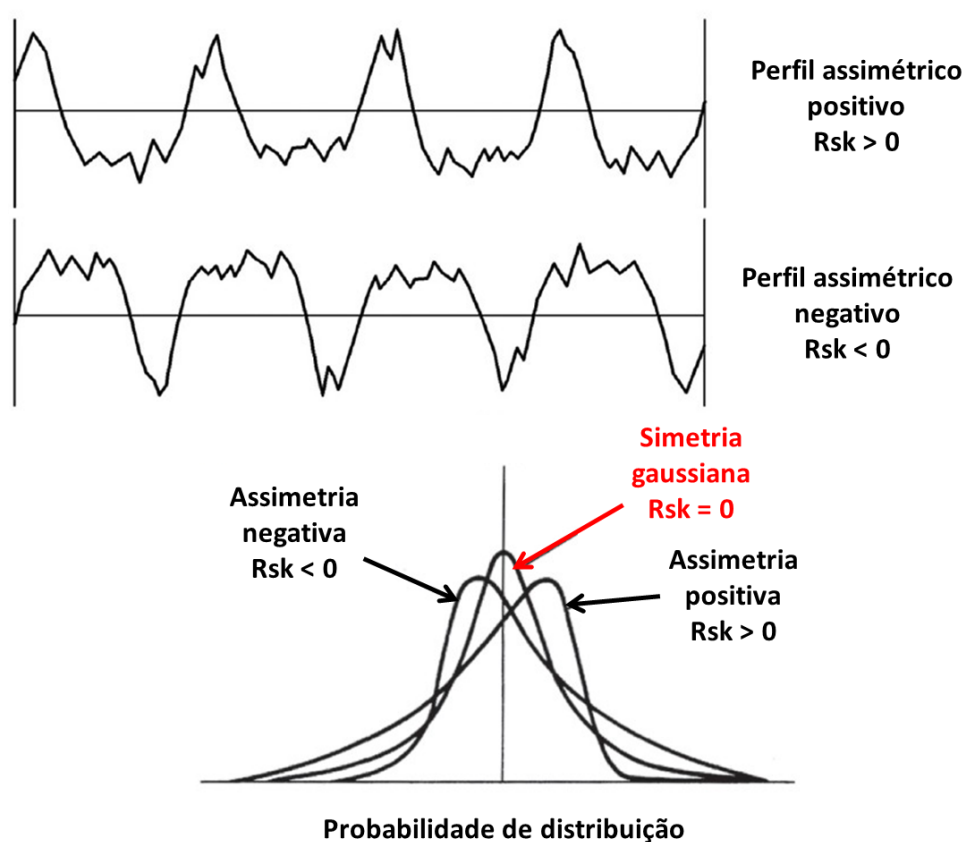


Figura 22: Caracterização da simetria do perfil de rugosidade

Fonte: Ba (2022)

A curtose (R_{ku}) refere-se ao achatamento das asperezas (Figura 23). Uma superfície com curtose abaixo de três significa que os picos e os vales possuem extremidades mais achatadas. Caso contrário, as asperezas são mais pontiagudas (SEDLAČEK et al., 2017).

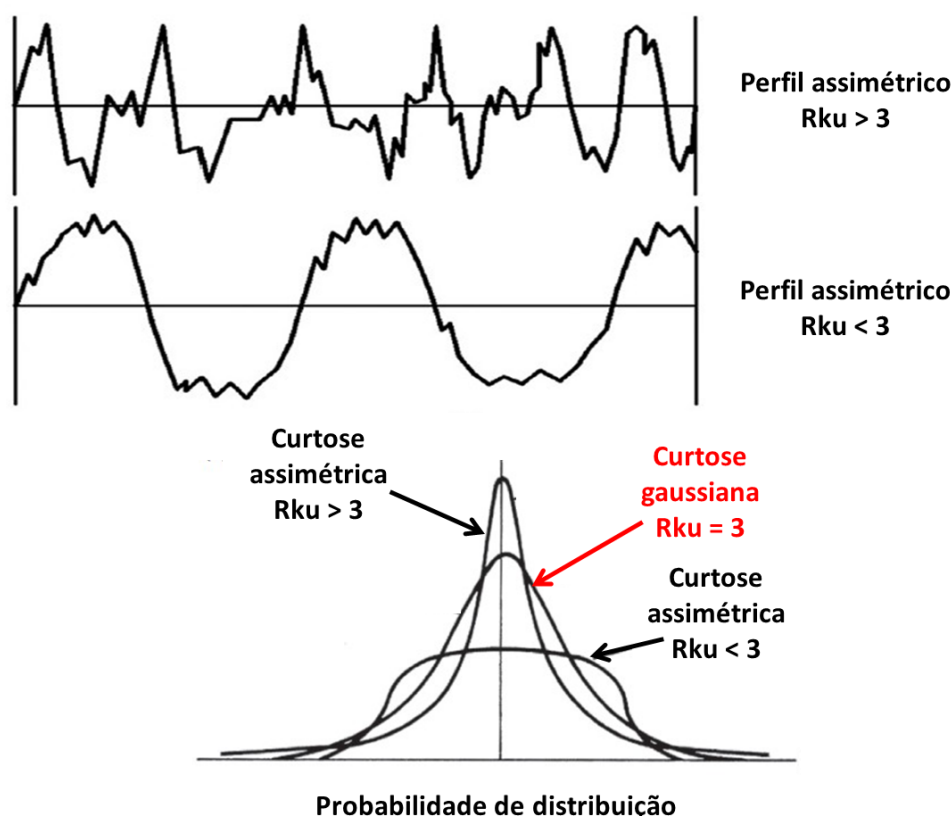


Figura 23: Caracterização de achatamento do perfil de rugosidade

Fonte: Ba (2022)

Sedlaček et al. (2017) e Dzierwa (2017) citam que muitas pesquisas na área da tribologia têm mostrado influência dominante dos parâmetros de assimetria e curtose. No deslizamento a seco, superfícies com assimetria positiva e curtose acima de três têm apresentado menor coeficiente de atrito, quando comparadas a uma superfície gaussiana. Já em regime lubrificado (geralmente lubrificação limítrofe), superfícies com assimetria negativa e curtose acima de três apresentam melhor desempenho. Segundo Sedlaček et al. (2012), o desenvolvimento dos processos de usinagem tem seguido considerações econômicas e ecológicas, as quais remetem o aumento do desempenho de sistemas mecânicos, por exemplo, por meio da redução do coeficiente de atrito e do desgaste utilizando-se a tecnologia das superfícies tribológicas. Zha et al. (2019) citam que aproximadamente 20% da energia consumida mundialmente são devido ao atrito.

3.6 Planejamento experimental

O Planejamento de Experimentos, *Design Of Experiments* (DOE), é uma ferramenta que associa respostas robustas, análise mútua de variáveis, menor tempo e custo experimental. É utilizada para avaliar os efeitos dos parâmetros de usinagem sobre a qualidade do produto, o desgaste de ferramentas, esforços de usinagem, vibrações mecânicas entre outros (PINHEIRO et al., 2018).

Breitkreitz et al. (2014) recomendam a utilização de planejamentos fatoriais completos em dois níveis (2^k para k fatores estudados) para a quantificação da influência de cada fator sobre a variável resposta. Dentre eles, o Planejamento Composto Central é uma opção ideal para a geração de modelos quadráticos, ou seja, quando a relação entre as variáveis (fatores e respostas) não é linear (ABEDFAR e SADEGHI, 2019).

O Planejamento Composto Central é um dos tipos de planejamento presentes no DOE, consiste no arranjo de fatores com dois níveis extremos igualmente espaçados (± 1) em relação ao nível de ponto central zero (CASTORANI et al., 2016). Considerando fatores aleatórios A e B, a estrutura genérica da montagem do planejamento CCD é apresentada na Tabela 4.

Tabela 4: Tabela genérica de elaboração dos experimentos em DOE CCD

Variável independente (Fator)	Codificação do fator	Níveis dos fatores		
		Mínimo (-1)	Central (0)	Máximo (+1)
A	X1	0,5	1,5	2
B	X2	10	20	30

Fonte: Ba (2022)

O número de experimentos unitários (ou tratamentos) estabelecidos no planejamento é determinado pela Equação (8):

$$n_{\text{experimentos}} = n_{\text{réplica}} \times [2^k + (2 \times k) + n_{\text{central}}] \quad (1)$$

Na Equação (8), 2^k representa a parte fatorial dos níveis -1 e +1 de cada fator, $(2 \times k)$ é a parte axial nos níveis $-\alpha$ e $+\alpha$ (ver Figura 24) para um fator e no nível zero para o outro fator, n_{central} é o número de pontos centrais (experimentos unitários com níveis zero em ambos fatores) e $n_{\text{réplica}}$ representa o número de réplicas desejadas

(COSTA, 2016; DEAN et al., 2017; VIEIRA, 2018). Quando α é igual um (1), os pontos axiais estarão localizados sobre as arestas do quadrado para um planejamento fatorial 2^2 denominado por “Planejamento Composto Central de Face Centrada” (BREITKREITZ et al., 2014; COSTA, 2016; VIEIRA, 2018). Esse planejamento dispõe de experimentos unitários cujos fatores são combinados nos pontos centrais (0,0), axiais (0,±1 ou ±1,0) e fatoriais (níveis máximos e mínimos) conforme apresentado na Figura 24.

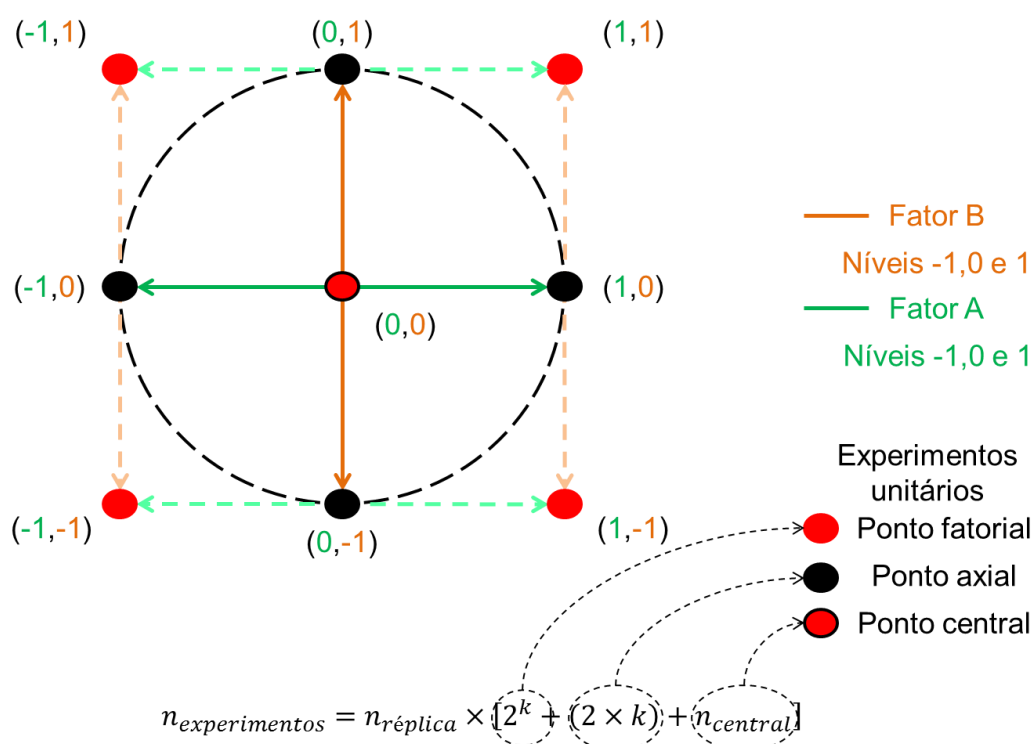


Figura 24: Pontos experimentais no planejamento CCD de face centrada

Fonte: Ba (2022)

Após a execução dos experimentos unitários, mensurando todas as variáveis respostas estabelecidas, o pesquisador deve computar os dados obtidos no DOE para que os resultados estatísticos possam ser formulados. Em geral, esses resultados são compostos pela análise de variância, modelo de regressão e a metodologia de superfície de resposta (KUSUMA et al., 2019).

O efeito individual e interativo dos fatores é avaliado pela análise de variância, *Analysis Of Variance* (ANOVA), onde o principal resultado é observado por meio do “p-valor_{calculado}” comparado ao “p-valor_{referência}”, geralmente igual a 0,05 para um nível de confiabilidade igual a 95% (PINHEIRO et al., 2018).

O modelo de regressão permite compreender o comportamento da variável resposta sobre o efeito interativo dos fatores dentro de todo o domínio experimental (BREITKREITZ et al., 2014; ANNIGERI et al., 2016). É avaliado pela ANOVA quanto à significância dos coeficientes, adequação ao experimento (coeficiente de determinação R^2_{ajustado}) e a falta de ajuste (ABEDFAR e SADEGHI, 2019).

A Metodologia de Superfície de Resposta, *Response Surface Methodology* (RSM), utiliza recursos matemáticos e estatísticos para analisar o efeito combinado dos fatores sobre as variáveis de respostas. Além da função preditiva, a RSM permite maximizar ou minimizar as respostas por meio da seleção dos melhores parâmetros, dentro do espaço experimental (KUSUMA et al., 2019).

4 METODOLOGIA

Desenvolvimentos de novas técnicas de aplicação de filmes para melhorar a resistências de diversos componentes mecânicos e próteses humanas. Filmes de DLC aplicado sobre uma superfície de um material é necessário que esse material seja bem-preparado, superfícies são retificadas e submetidas a um grau de polimento, para melhorar as irregularidades geradas pelo processo de fabricação para aplicação do filme. Esse trabalho caracterizou substratos de aço rápido AISI M2 de forma a avaliar as condições dos mesmos antes da aplicação do filme BALINITI DLC e BALINITI DLC STAR

A metodologia de execução do estudo foi definida conforme etapas: caracterização de amostras de aço rápido AISI M2 não revestidas e revestidas por BALINIT DLC e STAR; caracterização do revestimento dos dois tipos de DLC; caracterização da liga Al-Mg-Si 6061-T6; usinagem da liga Al-Mg-Si 6061-T6; análise de evolução do diâmetro, erros de forma e acabamento superficial do material usinado. O Fluxograma com as etapas envolvidas no estudo é apresentado na Figura 25.

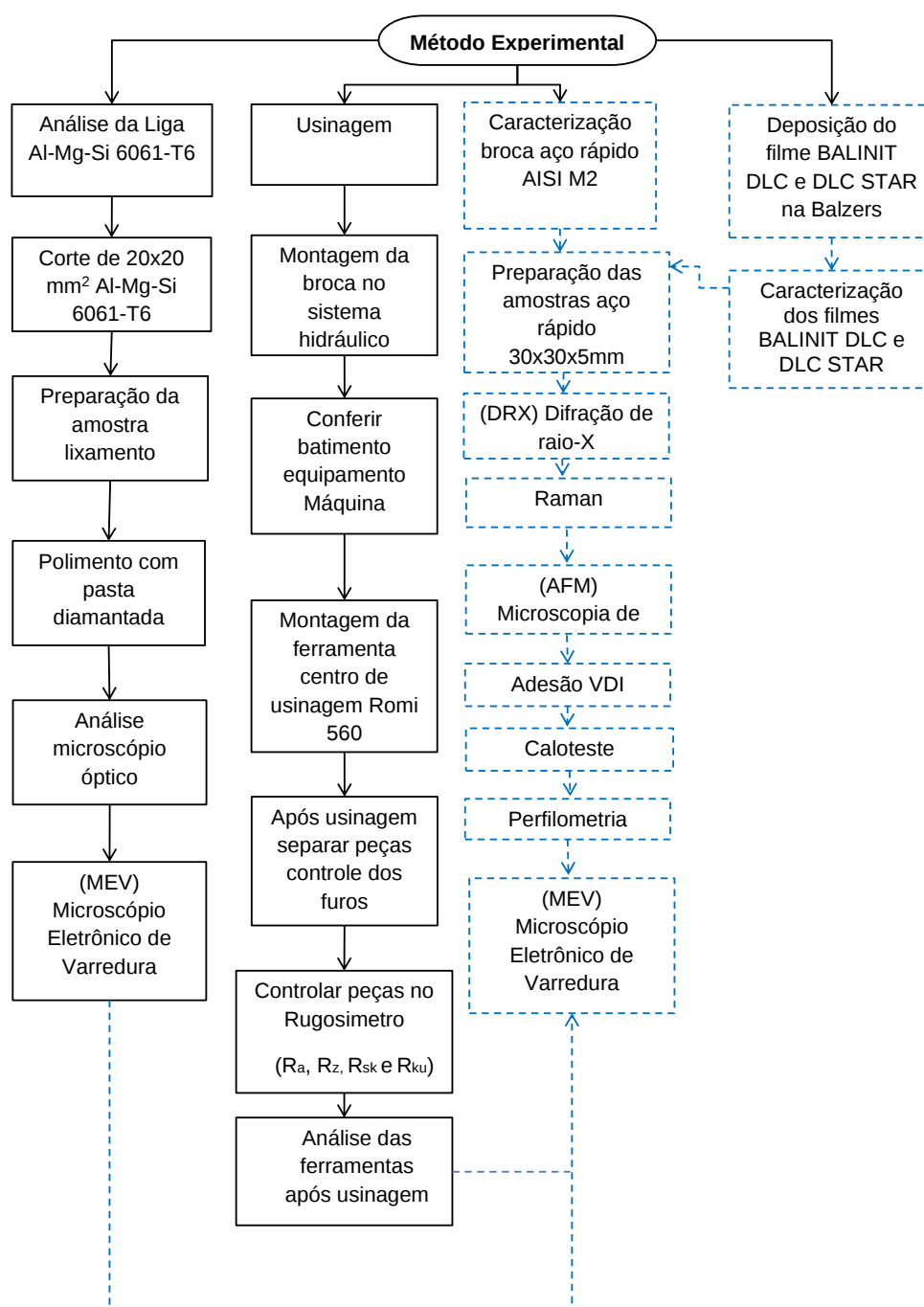


Figura 25: Fluxograma da metodologia empregada na pesquisa

Fonte: Elaborado pelo Autor

4.1 Materiais utilizados nos experimentos

As brocas de diâmetro 8 mm, utilizadas e as placas de dimensões 5 x 30 x 30 mm, mostrada na Figura 26, ambas em aço AISI M2, foram fabricadas na empresa Nipo-Tec (Jundiaí, São Paulo). O acabamento das superfícies foi retificado aplicando as mesmas condições que são realizadas na fabricação da ferramenta. Uma das amostras foi utilizada para realizar a deposição do revestimento DLC e DLC STAR pelo processo PACVD. Ao longo do texto as informações dos procedimentos, foi descrito como Tipo (A), (B) e (C) para as análises dos corpos de provas.

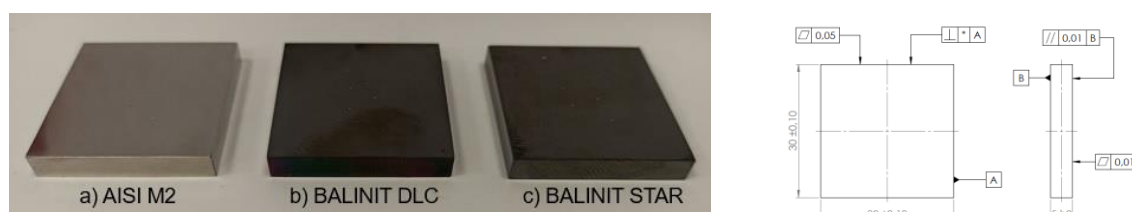


Figura 26: Placas em aço AISI M2 (a) com revestimento (b) de BALINIT DLD e DLC STAR (c)

Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 27 mostra a broca de aço rápido sem revestimento de DLC (A) e com BALINIT DLC (B) e BALINIT DLC STAR (C) e, para preparação das brocas foi definido o material aço AISI M2 utilizado em processos de fabricação das brocas de diâmetro 8 mm.



Figura 27: Brocas em AISI M2 sem revestimento (A) e revestida (B) BALINIT DLC) e (C) DLC STAR

Fonte: Elaborado pelo Autor

O processo de deposição dos filmes finos BALINIT DLC e BALINIT DLC STAR nas brocas e placas em aço AISI M2 foram realizados na empresa Oerlikon Balzers (Jundiaí, São Paulo). O revestimento BALINIT DLC STAR possui uma fina camada de nitreto de cromo, intermediária, que pode melhorar a adesão do DLC ao substrato de aço.

Por se tratar de um revestimento multicamadas, o BALINIT® DLC STAR foi obtido em dois processos: deposição física do CrN por pulverização catódica assistida por magnetismo (MS PVD) (1) e deposição química do DLC assistida por plasma (PACVD) (2). Entretanto, para garantir maior qualidade do produto, esses processos são realizados em uma única câmara de deposição, resultando no processo multifuncional “*PVD/PACVD combined process*” (BALZERS, 2010). As vantagens desse processo incluem: proporcionar filmes finos, o suficiente para não alterar, de forma significativa, as tolerâncias dimensionais necessárias para o funcionamento correto de componentes mecânicos (1), e não gerar produtos tóxicos de reação (2), ou seja, emissão de poluentes, uma vez que são utilizados somente gases nobres (como o argônio) em conjunto com outros gases comuns, como o hidrogênio e o acetileno (BALZERS, 2010). Quanto ao BALINIT® DLC, a sua deposição é obtida somente com o processo PACVD.

4.2 Análise química e microestrutura do Aço AISI M2 e da liga e alumínio 6061-T6

A caracterização da liga Al-Mg-Si 6061-T6 utilizada na etapa de usinagem foi realizada em amostras retiradas do próprio material. Essa opção foi feita com o objetivo de se garantir que o material caracterizado tivesse exatamente as mesmas características do material utilizado no processo de usinagem. Por tratar-se de uma liga comercial, optou-se também pela realização da caracterização desse material para validar as percentagens dessa liga.

A análise química e microestrutura da liga Al-Mg-Si 6061-T6 foi realizada em Microscópio Eletrônico de Varredura, após a realização do corte da amostra, embutimento, lixamentos e polimentos com lixas de granulometria a ser definida e ataque químico. Para as amostras de do aço AISI M2 seguiu-se uma sequência de preparação, foi retirado parte do material e feito uma seção em quatro partes das

placas de dimensões 5 mm x 30 mm x 30 mm para posteriormente fazer o embutimento e caracterização a ser realizada no laboratório do SENAI de Itaúna.

4.3 Caracterização dos filmes de DLC

4.3.1 Análise de difração de Raios X (DRX) e MEV, Microscopia Eletrônica de Varredura

A Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e a Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (EDS) foram utilizadas para iniciar a caracterização das amostras (Figura 26): microestrutura do substrato e a espessura dos filmes finos. Essas análises foram realizadas no equipamento SHIMADZU SuperScan SSX-550, configurado em: modo elétrons secundários de ataque, 10 eV/Ch de resolução, tensão Acc de 25 kV, corrente de 1 nA, 10 μ s of *shaping* time, 35° take-off angle, distância de trabalho entre 15 a 24 mm, ganho de 137 e offset de 111 como parâmetros do Raio X. Para observar a microestrutura do substrato e a espessura dos filmes finos, uma fração de cada amostra foi embutida em resina termofixa de cura a quente (Baquelite). Em seguida, a superfície exposta foi usinada sequencialmente com lixas de granulometria # 220, # 320 e # 500, e depois polida com pastas de diamante de grãos 6 μ m, 3 μ m, e 1 μ m. A superfície polida foi atacada quimicamente com uma solução Nital a 3 % de proporção.

Embora seja aplicado, em geral, para materiais majoritariamente cristalinos, esse estudo propôs avaliar as amostras revestidas com a técnica de Difração de Raios X (DRX), com o intuito de identificar as fases cristalinas presentes nos DLC, ou seja, a estrutura hexagonal característica do grafite e a estrutura tetraédrica referente ao diamante (Senna et al. 2019). As amostras de caracterização, já preparadas pelas etapas metalográficas, foram analisadas no difratômetro SHIMADZU XRD-700 MAXIma, nas seguintes condições: Cu X-ray tube target, 40.0 kV, 30.0 mA, theta-2theta scanning drive axis, 30° to 120° scan range, 2.0 deg/min scan speed, 0.02° samplig pitch and 5 seconds preset time.

4.3.2 Espectroscopia Raman

O ensaio de espectroscopia Raman foi realizado no Departamento de Química da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG) no equipamento Senterra/Bruker. Na ocasião foram realizadas 15 varreduras de 15 segundo cada em cinco áreas pré-determinadas na superfície dos filmes de DLC. Nos ensaios foi aplicada a potência do laser de 2 mW com comprimento de onda de 232 nm.

Em seguida, aplicou-se a espectroscopia Raman para avaliar o grau de amorfização dos filmes finos e estimar os conteúdos de C-sp³ e de hidrogênio. As análises foram realizadas no microscópio confocal Bruker Senterra II, configurado com 2 mW de potência de laser e comprimento de onda igual a 532 nm. Espectros foram registrados a partir de 15 varreduras de 15 segundos em cinco áreas aleatórias das amostras. Após obter um espectro representativo (média aritmética), aplicou-se o filtro Savitsky-Golay smoothing polinomial de segunda ordem com magnitude de 10 pontos e então foram realizadas deconvoluções gaussianas para identificar a sobreposição e os parâmetros dimensionais (altura, largura e FWHM) das bandas D e G entre 800 cm⁻¹ e 2000 cm⁻¹. O conteúdo percentual de hibridizações sp³ foi estimado por meio da Equação (9) elaborada no estudo de Ba et al. (2022), que se baseou na trajetória de amorfização da grafite (Ferrari e Robertson, 2000) e no levantamento de alguns resultados quantitativos obtidos por outros autores. A estimativa é obtida inserindo como dados de entrada a razão de intensidade I_D/I_G , em termos de altura das bandas (Ba et al., 2022), e a posição da banda G ($G_{position}$).

$$sp^3(\%) = -14449.5 - 1.61302 \left(\frac{I_D}{I_G} \right) + 12.3910(G_{position}) - 170.94 \left(\frac{I_D/I_G}{10} \right)^4 - 817.9 \left(\frac{G_{position}}{1000} \right)^4 \quad (9)$$

Devido ao fenômeno de fotoluminescência, observado pela inclinação do espectro, o conteúdo percentual de hidrogênio foi estimado por meio da Eq. (2), de acordo com o método proposto inicialmente por Casiraghi et al. (2005) e depois replicado em demais estudo, como os realizados por Almeida et al. (2020) e Ramos et al. (2024). Conforme a Equação (10), a estimativa é obtida inserindo a inclinação m da linha de base do espectro e a intensidade $I(G)$ da banda G, em termos de altura (Ba et al., 2022).

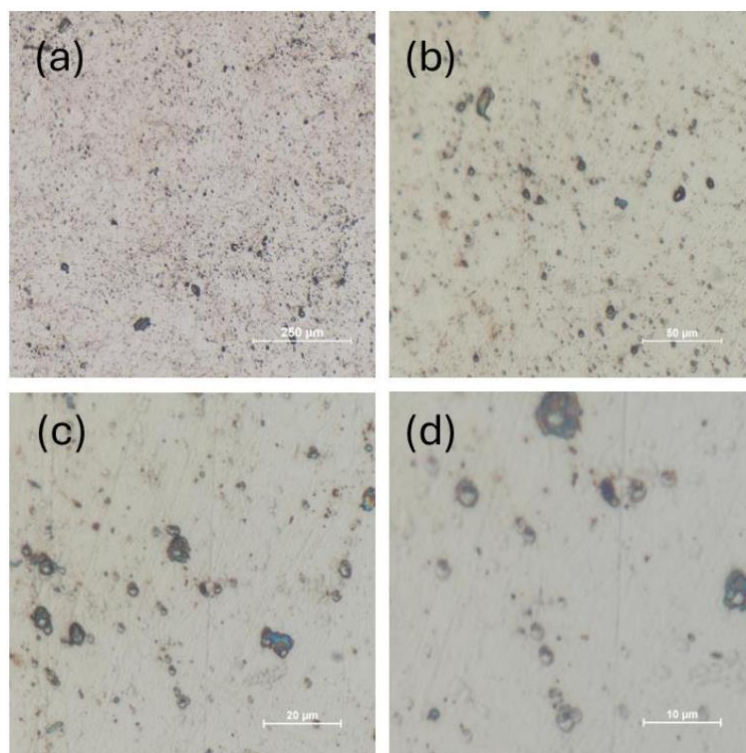
$$H (\%) = 21.7 + 16.6 \times \log \left[\frac{m}{I(G)} (\mu m) \right] \quad (10)$$

4.3.3 Topografia da superfície por Microscopia de Força Atômica

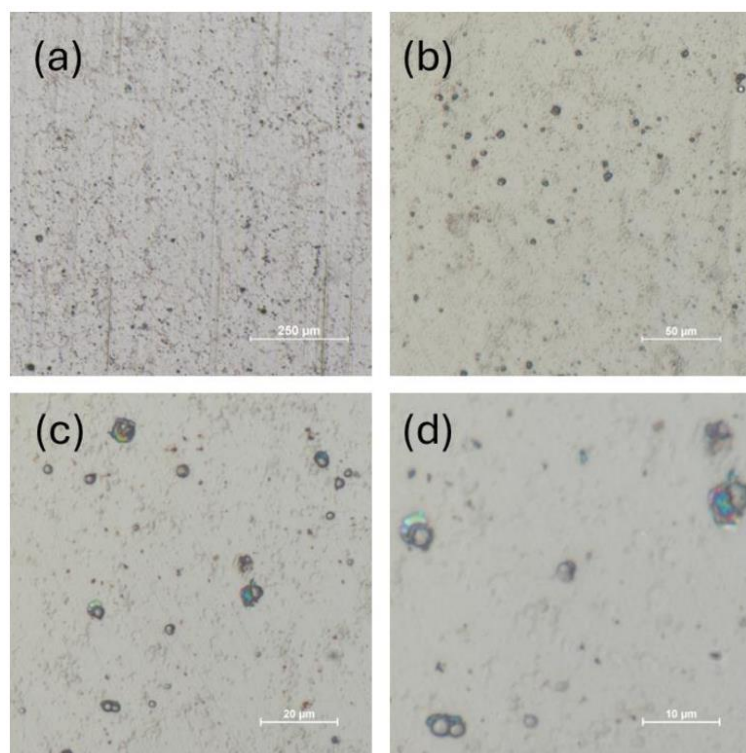
As topografias dos filmes finos DLC standard e Star foram avaliadas pelo método de Microscopia de Força Atômica do centro de microscopia da UFMG no laboratório de SPM.

Para análise da superfície dos substratos de aço rápido ASI M2 sem e com filme de DLC, preparou-se uma amostra de cada material com as dimensões do equipamento, calibrado antes das medições, com esse processo, os erros gerados no processo de medição são reduzidos. A calibração é feita entorno de 10 a 20 minutos.

As medidas de rugosidade foram feitas a partir de imagens obtidas por microscopia de força atômica (Atomic Force Microscopy - AFM). Foi realizada uma limpeza superficial em três etapas: primeiro utilizando Kimtech Pure W4 Dry Wipers umedecido com acetona, depois usando outro papel com isopropílico e por último realizando secagem rápida com sopro de N₂. As imagens de microscopia foram obtidas através de um microscópio ótico modelo NIKON Eclipse LV100ND. As configurações do equipamento durante as aquisições foram as seguintes: Lentes: 5x, 20x, 50x, 100x, tempo de integração, 1 segundo, os mapas topográficos foram obtidos através de um microscópio de força atômica modelo NanoSurf NaioAFM. As configurações do equipamento durante as aquisições foram as seguintes: Área de varredura: 10 x 10 μm, 5 x 5 μm e 1 x 1 μm, pontos por linha, 512 pontos tempo por linha: 2 segundos. Na Figura 28 são apresentadas as macrografias dos tipos de DLC.



a) Magnificação de (a) 5x, (b) 20x, (c) 50x, (d) 10x. Tipo A



b) Imagens ópticas obtidas com magnificação de: (a) 5x, (b) 20x, (c) 50x, (d) 10x. Tipo B

Figura 28: Análise das superfícies com DLC Tipo A e Tipo B

Fonte: Elaborado pelo Autor

A rugosidade dos corpos de provas aço AISI M2 com e sem o filme DLC Standard e STAR foram medidas antes e depois da aplicação do revestimento de DLC com o objetivo de investigar a alteração da rugosidade superficial causada pela deposição do filme. Na Tabela 5 e na Tabela 6 são apresentados os valores médios encontrados nas análises dos filmes tipo A e B.

Tabela 5: Medidas de rugosidade superficial (Ra) obtidas através de AFM nas regiões exibidas em: Varreduras de (a) 10 x 10 μm , (b), 5 x 5 μm e (c) 1 x 1 μm . DLC Tipo A

Região Analisada		
100 μm^2	25 μm^2	1 μm^2
$R_a = 10,5 \pm 4,0 \text{ nm}$	$R_a = 14,8 \pm 3,3 \text{ nm}$	$R_a = 4,6 \pm 1,4 \text{ nm}$

Fonte: Elaborado pelo Autor

Tabela 6: Medidas de rugosidade superficial (Ra) obtidas através de AFM nas regiões exibidas em: Varreduras de (a) 10 x 10 μm , (b), 5 x 5 μm e (c) 1 x 1 μm . DLC Tipo B

Região Analisada		
100 μm^2	25 μm^2	1 μm^2
$R_a = 18,3 \pm 4,1 \text{ nm}$	$R_a = 20,3 \pm 9,7 \text{ nm}$	$R_a = 5,2 \pm 2,1 \text{ nm}$

Fonte: Elaborado pelo Autor

4.3.4 Teste de adesão pelo método Rockwell C

O teste de adesão foi aplicado nos filmes finos DLC standard e star nas placas em aço rápido AISI M2, conforme estabelece a norma VDI 3198. Os testes foram realizados em um durômetro de bancada com pré carga de 10 kgf e carga de 140 kgf. Foram executadas três indentações em cada amostra. A análise qualitativa citada na norma VDI 3198 foi realizada por meio de imagens de microscopia eletrônica de varredura.

A qualidade de adesão do revestimento, uma importante propriedade determinística do desempenho dos filmes finos tribológicos, foi avaliada qualitativamente por meio do ensaio de indentação que se baseia no ensaio de dureza Rockwell C. Esse ensaio também possui uma padronização na norma VDI 3198 (REFERÊNCIAS). Em cada amostra, com os filmes finos A e B (Figura 29), foram

realizadas cinco indentações no durômetro EQUILAM modelo EQTRS 573/2015, com ponta cônica (120°) de diamante e aplicação de uma carga principal de 150 kgf durante aproximadamente 10 segundos. Em seguida, as amostras foram limpas em banho ultrassônico de álcool etílico depois metalizadas com ouro durante 18 segundos, a 4 mA de corrente contínua, no equipamento SANYU ELECTRON QUICK COATER SC-701. Imagens das indentações foram, então, visualizadas e registradas por meio da MEV (mesmo equipamento e parâmetros utilizados para a análise microestrutural mencionada anteriormente), permitindo a análise da magnitude das regiões de deslocamento dos filmes finos e classificação da qualidade de adesão conforme os padrões HF estabelecidos na VDI 3198.

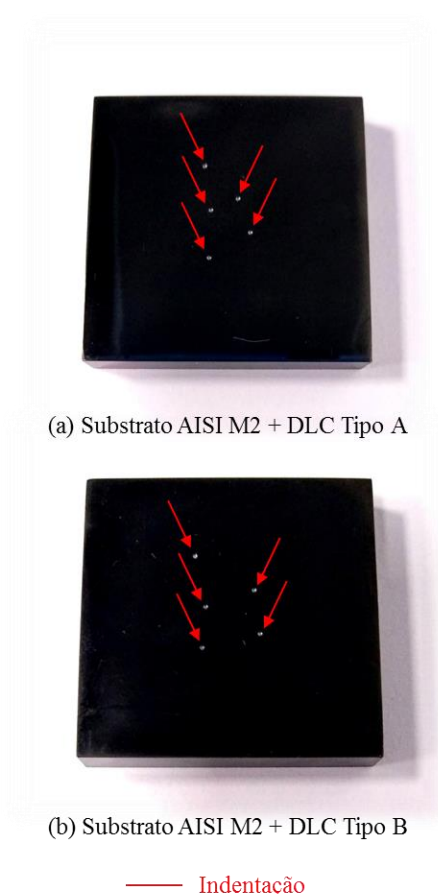


Figura 29: Identificação das indentações realizadas nas amostras com os filmes finos A (a) e B (b) para a avaliação da qualidade de adesão

Fonte: Elaborado pelo Autor

4.3.5 Medição de espessura dos filmes finos

A espessura dos filmes finos foi realizada após o corte das placas de aço AISI M2, por meio de microscopia eletrônica de varredura no equipamento Shimadzu SEM SSx-550, equipado com detector de energia dispersiva (EDS). Para observar a microestrutura do substrato e a espessura dos filmes finos, uma fração de cada amostra foi embutida em resina termofixa de cura a quente (Baquelite). Em seguida, a superfície exposta foi usinada sequencialmente com lixas de granulometria # 220, # 320 e # 500, e depois polida com pastas de diamante de grãos 6 μm , 3 μm , e 1 μm . A superfície polida foi atacada quimicamente com uma solução Nital a 3 % de proporção.

4.3.6 Ensaio de desgaste microabrasivo (Caloteste)

Os ensaios de desgaste microabrasivo foram conduzidos em temperatura de 20 °C e umidade relativa de 15 % no laboratório de tribologia do departamento de engenharia de materiais do CEFET-MG, utilizando um equipamento de desgaste (tipo Caloteste) desenvolvido pelo grupo de pesquisa em estudos de revestimento de DLC (Figura 30). Esfera de SAE 52100, com 25 mm de diâmetro, foi utilizada como contra corpo, deslizando sobre a superfície de cada amostra de caracterização (AISI M2, AISI M2 + DLC Tipo A e AISI M2 + DLC Tipo B) a aproximadamente 73 m/min durante 20 a 30 minutos. As amostras foram posicionadas, em relação ao eixo motriz do equipamento, com um ângulo constante de 51°, o que resultou em uma carga normal, aplicada sobre a superfície-alvo, aproximada a 0,8 N. Foi utilizado como líquido abrasivo a solução composta por 2 % de alumina (Al_2O_3 , partículas de tamanho igual a 1 μm) e água destilada. Um misturador magnético foi utilizado para mantê-la em constante homogeneidade durante todos os ensaios. Os parâmetros utilizados nos experimentos estão definidos na Tabela 7

Equipamento de desgaste microabrasivo
(Tipo Caloteste)

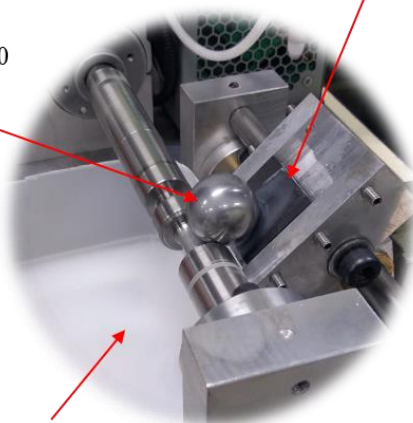


Amostra

AISI M2
AISI M2 + DLC Tipo A
AISI M2 + DLC Tipo B
30 mm x 30 mm x 5 mm

Esfera

SAE 52100
Ø 25 mm



Solução abrasiva

2 % de Al_2O_3 + água destilada

Figura 30: Ilustração do equipamento e dos principais componentes utilizados para a realização do ensaio de desgaste microabrasivo

Fonte: Elaborado pelo Autor

Tabela 7: Parâmetros utilizados nos experimentos do caloteste

	Teste
Diâmetro da esfera (mm)	25
Líquido abrasivo	Alumina 3000
Concentração do abrasivo (%)	1 ~ 2%
Taxa de gotejamento do abrasivo (gotas/min)	120
Carga Normal (N)	0,8
Velocidade de rotação (RPM)	1000
Tempo de contato (min)	20 30

Fonte: Elaborado pelo Autor

Após o ensaio avalia-se o desgaste gerado pelo contato entre o abrasivo e o plano em análise. Do qual, a interação dos corpos gera em cada superfície foi de 3 calotas que posteriormente foram analisadas e medidas os seus respectivos diâmetros para os cálculos do coeficiente de desgaste.

Para calcular o coeficiente de desgaste (K) basta dimensionar o volume desgastado (V), uma vez que a distância percorrida (X) e a carga normal (N) são parâmetros pré-definidos ao ensaio, conforme a Equação (11). Em superfícies planas o formato da cratera desgastada é uma semi-esfera e neste caso o volume pode ser estimado através da relação matemática que envolve o diâmetro da cratera e o raio da esfera utilizada no ensaio:

$$K = \frac{V}{N * X} \quad (11)$$

Sendo: V – Volume de material removido (mm)

N – Carga normal (N)

X – Distância percorrida (m)

Cinco calotas de desgaste foram produzidas em cada amostra de caracterização. Em seguida, cada calota foi analisada e mensurada por meio da SEM, e por fim, utilizando a Equação (12), determinou-se o coeficiente médio de desgaste k (m³/N.m) de cada material. Nessa equação, o coeficiente de desgaste é calculado em função do diâmetro externo da calota b (m), do diâmetro da esfera D (m), da rotação n (rpm) da esfera, do tempo t (min) de deslizamento e da carga normal W (N) aplicada sobre a superfície-alvo (MARTINS et al., 2022).

$$k = \frac{b^4}{32 \times D^2 \times n \times t \times W} \quad (12)$$

4.3.6.1 Técnica de Análise das Calotas (Perfilometria)

Equipamento utilizado no processo de medição das calotas é marca, Hommelwerke, modelo dele é T8000 (Figura 31). Dispõem de 2 softwares. O software turbo Wave é para fazer o controle dos motores de deslocamento da agulha.

O Software para fazer análise, ele chama Hommelmap Expert, aí a versão 6.2. Ou seja, um software para a comunicação e o outro para os controladores, e micro controlador e vai fazer as comunicações com os motores. O equipamento de perfilometria do laboratório possui de $+300\ \mu$ e $-300\ \mu$ de amplitude total de $600\ \mu$. Existe outros apalpadores é com faixas diferentes, existe só que aqui a gente no laboratório a gente não tem, gente só tem esse apalpador, então vamos supor que você tenha um pico de rugosidade lá 700μ . A temperatura da sala para realizar o ensaio foi de aproximadamente $24\ ^\circ\text{C}$ a $25\ ^\circ\text{C}$ e umidade relativa entre $60\ \%$ a $64\ \%$.

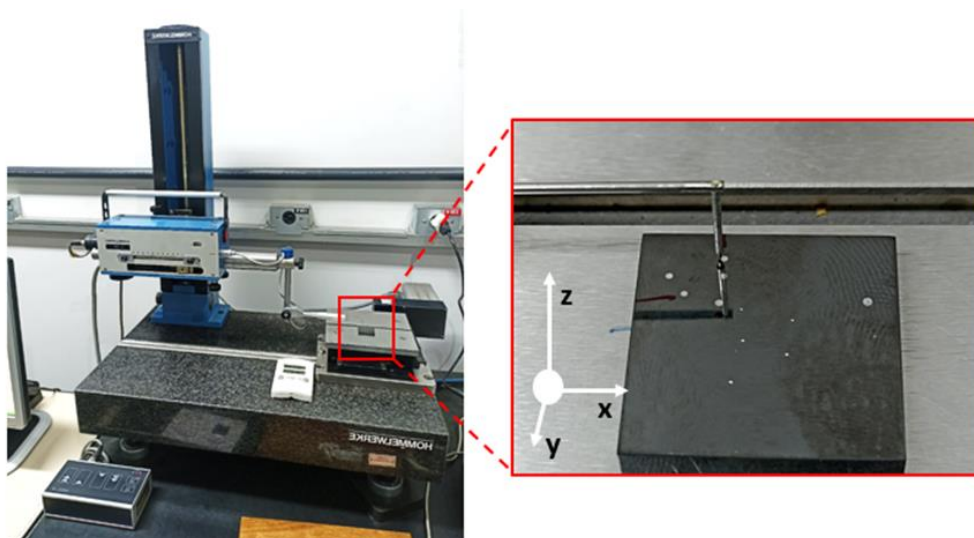


Figura 31: Perfilometria com o medidor de perfil de superfície Hommelwerke (LV-100)

Fonte: Elaborado pelo Autor

As medidas de perfilometria 3D foram realizadas seguindo-se os parâmetros:

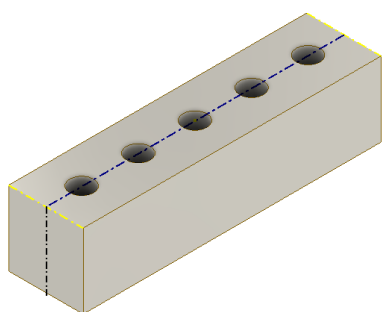
- Apalpador TKU 300, amplitude de $600\ \mu\text{m}$.
- Ponta: ângulo de 90° e raio de $5\ \mu\text{m}$, código 230475.
- distância de medição de $1\ \mu\text{m}$, que é a menor resolução do equipamento para a direção x.
- Passo lateral de $5\ \mu\text{m}$ para o eixo y.
- Área de varredura de $9\ \text{mm}^2$ ($3 \times 3\ \text{mm}$).
- Velocidade de varredura de $0,50\ \text{mm/s}$.

O objetivo dos ensaios de perfilometria foi avaliar a superfície das amostras antes e depois dos ensaios de caloteste, quantificando as mudanças na superfície causadas pelo atrito. Além disso, visou determinar a quantidade e o tipo de desgaste ao

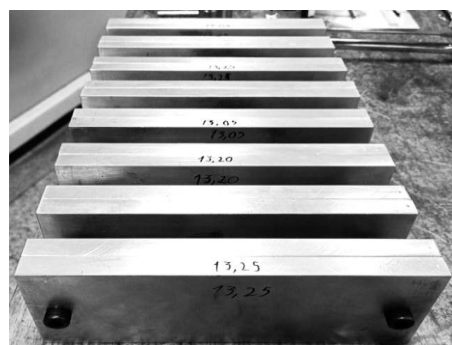
comparar as superfícies, medindo a profundidade e a largura das marcas de desgaste. Adicionalmente, a análise visou avaliar a eficácia do revestimento, na redução do desgaste. Em estudos comparativos, a perfilometria permitiu comparar a resistência ao desgaste.

4.4 Ensaios de furação com broca com e sem filme DLC

Os furos foram executados variando as condições de revestimento da ferramenta (não revestida, com filmes finos BALINIT DLC e BALINIT DLC STAR). Foram realizados dois blocos de testes: o primeiro para avaliar a rugosidade na parede dos furos de diâmetro 8 mm e 11 mm de profundidade, executados com brocas revestidas ou não em duas chapas de alumínio 6061-T6 com espessura de 22 mm nas dimensões de 50 mm x 200 mm, montadas com as faces maiores encostadas, como ilustrado na Figura 32. As duas chapas de alumínio foram unidas por meio de parafusos para formar o conjunto que proporcionou a produção de furos bipartidos no sentido axial. Um torquímetro de vareta Robust S68900300 foi utilizado para assegurar o mesmo valor de torque (100 Nm) aplicado em cada parafuso.



a) Modelo 3D das placas



b) Placas de alumínio montadas

Figura 32 : Modelo em 3D das placas de alumínio para processo de furação

Fonte: Elaborado pelo Autor

Os grupos de testes (Tabela 8), com a finalidade de avaliar o desgaste das ferramentas, a placa de alumínio com dimensões 22 x 200 x 300 mm foi fixada na mesa do centro de usinagem, como pode ser observado na Figura 33. O torquímetro foi utilizado no aperto dos parafusos de fixação na máquina. Os parâmetros de corte

para ambos os grupos foram $V_c = 160$ m/min e $f = 0,2$ mm/rot, trabalhados sem lubrificação.

Tabela 8: Plano experimental para realização dos ensaios de usinagem

Ordenado		
Tratamento	Réplica	Grupo
1	1	1
2	1	2
3	1	3
4	2	1
5	2	2
6	2	3

Fonte: Elaborado pelo Autor

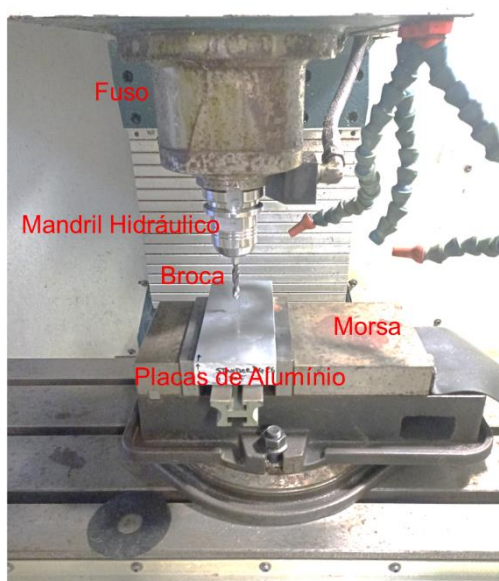


Figura 33: Placa de alumínio posicionada na furação do 2º grupo de testes

Fonte: Elaborado pelo Autor

Os ensaios de usinagem foram realizados no centro de usinagem CNC Romi Discovery 560, na Figura 34. Para cada ensaio estabelecido, cada conjunto de placas formando o corpo de prova (Figura 32) foi enumerado antes de ser utilizado, totalizando 8 corpos de prova e 168 furos usinados para facilitar as análises dos experimentos. A broca foi fixada no mandril hidráulico com pinça de $\varnothing 8$ mm,

mantendo-se constante a distância de 50 mm entre a ponta da broca e a face de referência do mandril.



Figura 34 :Centro de usinagem CNC Romi Discovery 560

Fonte: Elaborado pelo Autor

Antes da realização de cada bloco de teste de furação, foi verificado o batimento radial da ferramenta, o desvio máximo observado foi de $0,01\ \mu\text{m}$. A Figura 35 mostra a montagem do relógio comparador analógico para avaliação do batimento. Em todas as verificações foram encontrados valores iguais a $0,01\ \text{mm}$.

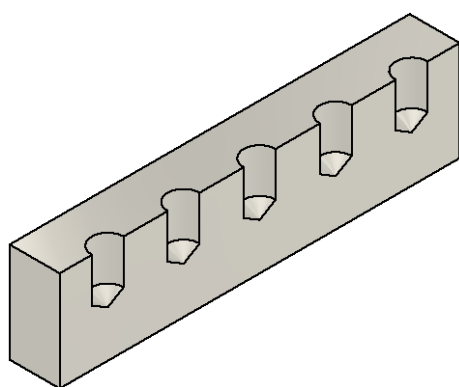


Figura 35: Montagem do relógio comparador analógico

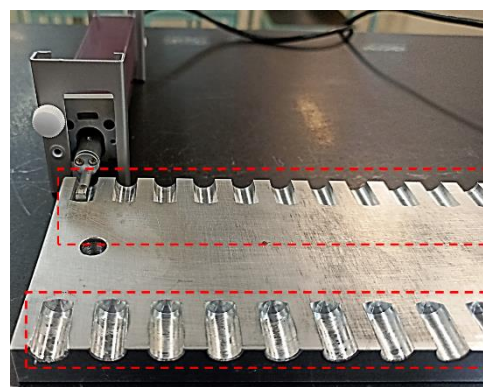
Fonte: Elaborado pelo Autor

4.4.1 Medição da rugosidade dos furos

A rugosidade da parede dos furos foi medida pelo método de contato, com o rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-310. Foram medidos os parâmetros de média aritmética (R_a), máxima altura média aritmética do perfil (R_z), assimetria (R_{sk}) e curtose (R_{ku}) na superfície interna dos furos no sentido do comprimento do furo. Aduou-se o método de bloco bipartido para facilitar as medições das paredes, devido ao diâmetro furo ser de $\varnothing 8$ mm e a ponta do medidor do rugosímetro não ser compatível. Na Figura 36 mostra esse detalhe.



a) Desenho em 3D do bloco de Alumínio



b) bloco de Alumínio

Figura 36: Placas de alumínio para medição da rugosidade após furação

Fonte: Elaborado pelo Autor

A rugosidade da parede dos furos foi medida pelo método de contato, com o rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-310 as configurações do rugosímetro:

- ✓ Norma de medição: ISO 1997
- ✓ Filtro: GAUSS
- ✓ Cut-off: 0,8 mm
- ✓ Nº de cut-off's: 5
- ✓ Ponta de prova: diamante
- ✓ Raio da ponta de prova: 5µm

Foram medidos os parâmetros de média aritmética (R_a), máxima altura média aritmética do perfil (R_z), a elevação ao quadrado aumenta o efeito das irregularidades

que se afasta da média R_q , assimetria (R_{sk}) e curtose (R_{ku}) na superfície interna dos furos no sentido do comprimento do furo. Adotou-se o método de bloco bipartido para facilitar as medições das paredes, devido ao diâmetro furo ser de $\varnothing 8$ mm e a ponta do medidor do rugosímetro não ser compatível. A Figura 37 ilustra o procedimento para medição da rugosidade na parede interna do furo na placa de alumínio bipartida. Procedimento de medição: em cada furo foram realizadas 4 medições, 2 em cada bipartição, sendo uma na parte inicial e outra na parte mais profunda do furo.

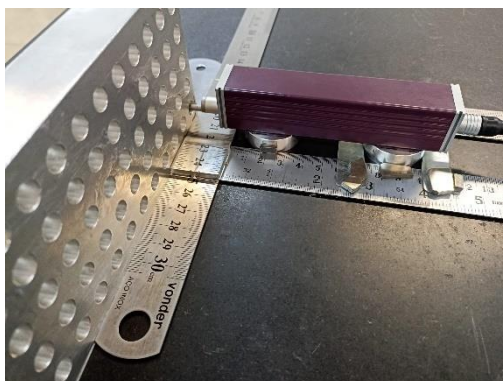


Figura 37: Medição da rugosidade parede interna do furo

Fonte: Elaborado pelo Autor

4.4.2 Avaliação do desgaste das brocas

O desgaste das brocas foi verificado e avaliado por meio de imagens de microscopia eletrônica de varredura. Um dispositivo foi desenvolvido para facilitar a intercambialidade da broca e posicionamento da mesma. O dispositivo possibilita a colocação da broca no interior da câmara do equipamento, sem aplicar cortes na broca. A Figura 38 ilustra a imagem do dispositivo fixado no carrossel do MEV com uma broca posicionada para análise.

A cada 70 furos usinados, o processo de furação foi interrompido para a análise das ferramentas de corte. Adotou-se como procedimento, capturar imagens das superfícies de saída e de regiões nas proximidades das arestas principais de corte. Após a realização dos ensaios de furação, todas as ferramentas foram submetidas à decapagem química, com solução de hidróxido de sódio (NaOH) com concentração de 10 %. A decapagem (Figura 39) foi realizada ao final de cada etapa do planejamento experimental, em que as ferramentas de corte permaneceram imersas durante 6 horas em uma solução de hidróxido de sódio (concentração de 10 % em

NaOH, código NA-003301). Em seguida, realizou-se a limpeza com álcool etílico. Nas proximidades da ponta cônica, imagens da superfície de saída e das arestas principal, secundária e transversal foram analisadas no MEV, para verificar o comportamento da aresta de corte em relação do desgaste.

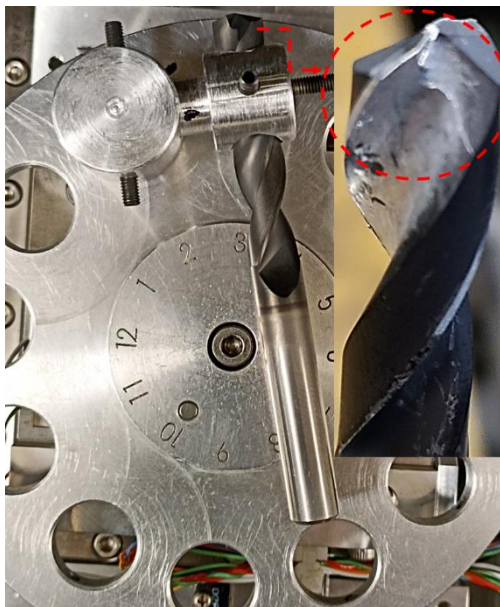


Figura 38: Dispositivo para troca de broca no interior do MEV

Fonte: Elaborado pelo Autor



Figura 39: Procedimento de decapagem das ferramentas de corte

Fonte: Elaborado pelo Autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização dos materiais utilizados nos experimentos

5.1.1 Liga Al-Mg-Si 6061-T6

Foi retirado uma amostra do alumínio Al-Mg-Si 6061-T6 para análise da morfologia, microestrutura e composição para validar o lote adquirido pelo fabricante. Essa análise foi realizada no laboratório do Cefet MG, utilizando o equipamento espectrometria de emissão ótica na região definida da amostra.

Conforme a *Aluminum Association* (2018), a composição química da liga Al-Mg-Si 6061-T6 apresenta os seguintes elementos químicos com suas respectivas faixas percentuais em peso: 0,40 % a 0,80 % de silício, 0,8 % a 1,2 % de magnésio, 0,15 % a 0,40 % de cobre, e 0,04 % a 0,35 % de cromo. Elementos como o ferro, o manganês, o zinco e o titânio são especificados de acordo com limites máximos toleráveis, respectivamente em 0,7 %, 0,15 %, 0,25 % e 0,15 %.

Na Figura 40 são apresentados os elementos químicos identificados na análise de mapeamento químico realizado sobre a superfície da liga de alumínio. Nas imagens registradas em MEV, os elementos que constituem o material são: alumínio, magnésio, silício, cromo, cobre, ferro e manganês. Esses elementos são condizentes com a norma *Aluminum Association* (2018). Além disso, também foram especificados nos estudos realizados por Lee et al. (2014), Zhang et al. (2020), Jasinevicius et al. (2021) e Wang et al. (2022).

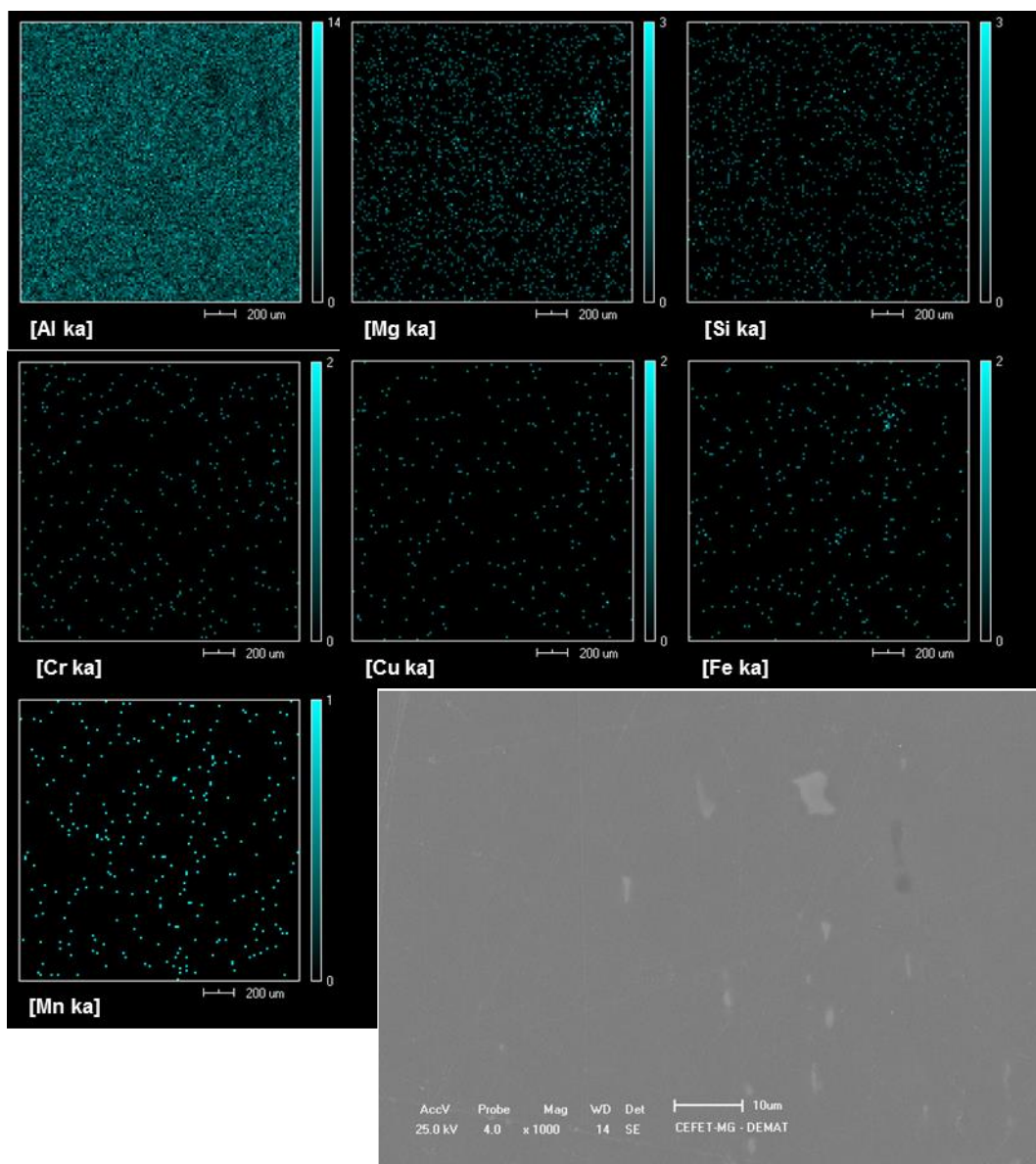


Figura 40: Análise dos elementos químicos do Alumínio

Fonte: Elaborado pelo Autor

O silício e o magnésio são os principais elementos de liga dos materiais pertencentes à série 6XXX. A combinação desses elementos é essencial para a precipitação do siliceto de magnésio (Mg_2Si) durante o tratamento térmico T6, conferindo, então, a máxima resistência mecânica da liga Al-Mg-Si 6061-T6 (HAKEM et al., 2019). De acordo com Wang et al. (2021), o manganês é adicionado à composição química para melhorar o efeito do tratamento térmico. Nesse caso, a sua função é inibir a recristalização da microestrutura. Além disso, Ghandvar et al. (2021) citam que esse elemento restringe o coalescimento dos precipitados de Mg_2Si , tornando a microestrutura mais refinada. A adição do cobre e do zinco melhora a

cinética de endurecimento por precipitação e aumenta a densidade de precipitados de Mg_2Si . Esses elementos devem ser adicionados em pequenas quantidades para não prejudicar a resistência à corrosão e a soldabilidade do material (SUNDE et al. 2020; ZHANG et al. 2021; ZUPANIČ et al., 2021; WANG et al., 2021). O ferro é a principal impureza presente nas ligas Al-Mg-Si: inibe a atuação de átomos de magnésio, acelera a nucleação de trincas e reduz de forma significativa o alongamento e a resistência à fadiga (WANG et al., 2021).

Na Figura 41 é apresentada a micrografia da liga Al-Mg-Si 6061-T6 registrada em microscopia óptica. Após a superfície ser atacada com a solução de ácido fluorídrico a 0,5 % durante 20 segundos, foi revelada a microestrutura do material que pode ser caracterizada pela presença da matriz de alumínio, a dispersão de precipitados de siliceto de magnésio (Mg_2Si) em diferentes tamanhos (POGATSCHER et al., 2013; WANG et al., 2014; CABIBBO et al., 2018) e algumas regiões que podem ser referentes a precipitados grosseiros de Mg_2Si , vazios ou inclusões (WANG et al., 2017). Micrografia similar foi apresentada por Zhang et al. (2020), porém com um ataque químico diferente (solução Keller), o qual revelou a presença de contornos de grãos da matriz e precipitados mais nítidos.

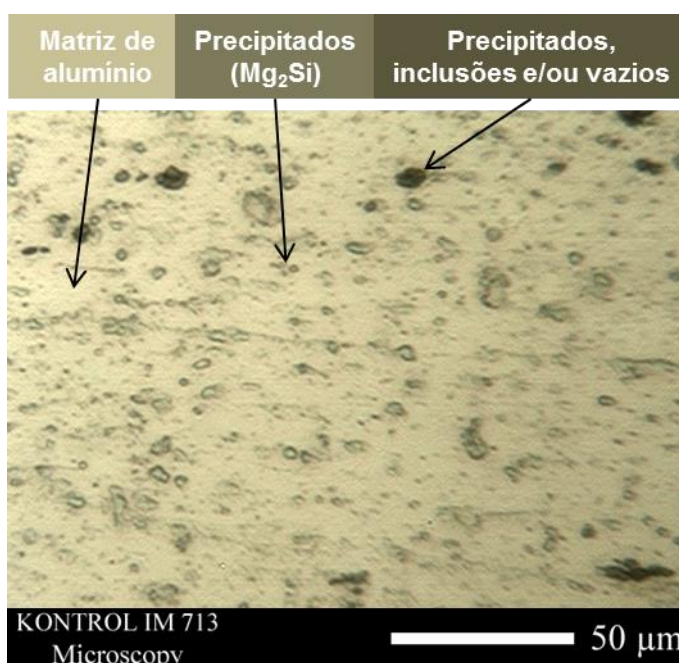


Figura 41: Imagem da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6061-T6 obtida por microscopia óptica

Fonte: Elaborado pelo Autor

Para aprofundar na análise microestrutural do material estudado, a técnica EDS foi utilizada para identificar os sinais de elementos químicos na imagem apresentada na Figura 42. De forma similar à observada por Hakem et al. (2019), a microestrutura observada em MEV possui as duas fases antes verificada na microscopia óptica (Figura 41): a matriz de alumínio (α -Al) supersaturada em equilíbrio termodinâmico e os precipitados de Mg_2Si . Os elementos químicos identificados na área “a.1” da Figura 42 são condizentes com a composição química-referência especificada pela *Aluminum Association* (2018). No ponto “pt.1” da Figura 42, nota-se a presença dos principais elementos de liga (magnésio e silício), o que pode comprovar a presença dos precipitados e, portanto, pode comprovar que a liga analisada foi submetida ao tratamento térmico T6. De acordo com Hakem et al. (2019), as partículas grosseiras dispersas na matriz não contribuem significativamente para o endurecimento do material, e sim as partículas mais refinadas, em tonalidades mais escuras conforme indicada no ponto “pt.1”. Essas partículas correspondem aos precipitados de Mg_2Si do tipo β ”, que são coerentes com a matriz α -Al e proporcional mais resistência mecânica à liga Al-Mg-Si 6061-T6.

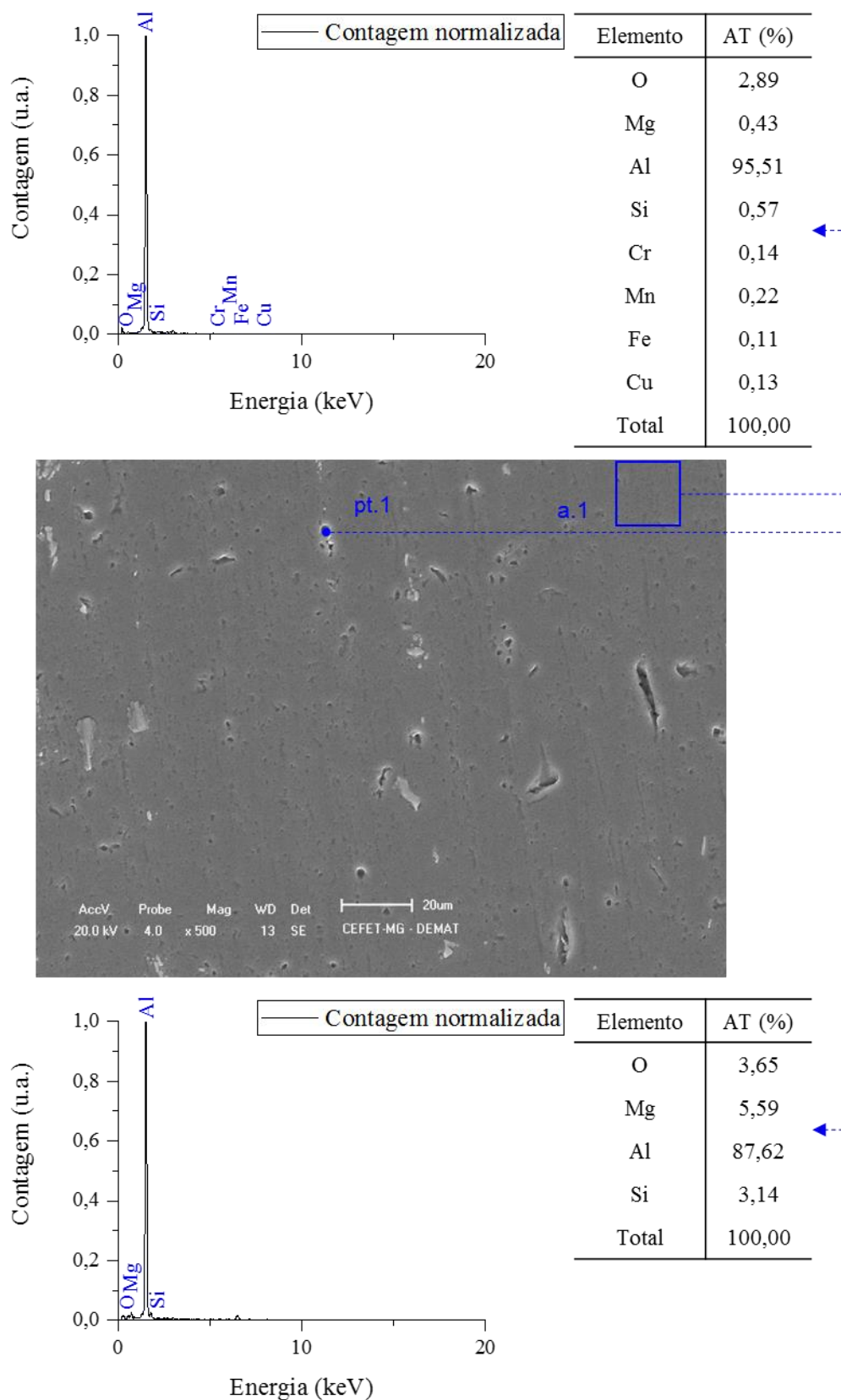


Figura 42: Análise da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6061-T6 por meio das técnicas MEV e EDS

Fonte: Elaborado pelo Autor

5.1.2 Liga do aço AISI M2

A composição química do aço-rápido AISI M2 é apresentada na Tabela 9. Os principais elementos identificados foram: carbono, silício, manganês, fósforo, enxofre, cromo, molibdênio, níquel, cobalto, cobre, vanádio, tungstênio e o ferro. Elementos residuais são identificados durante a análise foram considerados com “Outros”.

Tabela 9: Elementos químicos do Aço Rápido AISI M2 por EDS

Elemento	Concentração (%)	Incerteza de medição (%)
Carbono (C)	0,859	0,034
Silício (Si)	0,513	0,012
Manganês (Mn)	0,323	0,004
Fósforo (P)	0,023	0,002
Enxofre (S)	0,007	0,001
Cromo (Cr)	3,717	0,044
Molibdênio (Mo)	4,396	-
Níquel (Ni)	0,425	0,006
Cobalto (Co)	0,811	0,047
Cobre (Cu)	0,198	0,005
Vanádio (V)	1,729	0,102
Tungstênio (W)	5,766	0,167
Outros	0,162	-
Ferro (Fe) Balanço	80,682	-

Fonte: Elaborado pelo Autor

Representando 80,682 % da composição química (Tabela 9), o ferro demonstra ser o elemento fundamental do material analisado. O teor de carbono indica que o material pertence à classe dos aços hipereutetóides (% C > 0,8) (KADHIM, 2016), além de estar compreendido na faixa estabelecida pela norma ABNT NBR 116-1:2005 (entre 0,80% a 0,92%). Em acordo com as especificações da norma, também estão: manganês, fósforo, enxofre e tungstênio. Os teores de silício, cromo e de vanádio situaram-se aproximadamente 0,2 % abaixo dos valores mínimos especificados pela norma. Mas no caso do molibdênio, o valor apresentado na Tabela 9 se refere ao máximo mensurado pelo equipamento de medição. Quanto ao cobalto, conforme a norma, o aço AISI M2 não possui esse elemento em sua composição química.

Os principais elementos de liga identificados no aço-rápido AISI M2 foram: carbono, cromo, molibdênio, cobalto, vanádio e tungstênio (MARTINS, 2016; AJAMI et al., 2020; BA, 2022). O carbono é o elemento de liga fundamental dos aços-rápidos,

pois é responsável pela formação da matriz martensítica e, depois, pela formação de carbonetos (EGELS et al., 2020). Tungstênio, molibdênio e vanádio são fundamentais para o endurecimento secundário do aço por meio da formação de carbonetos do tipo M_6C (ricos em tungstênio), M_2C (ricos em molibdênio) e MC (ricos em vanádio) (KŘÍŽ e VOJTĚCH, 2019, MASOUMI et al., 2019). Em teores abaixo de 9 %, o cromo permanece apenas dissolvido na matriz, atuando na estabilização da fase austenítica, no controle de crescimento de carbonetos e na precipitação de carbonetos ricos em molibdênio (LEE et al., 2001; PANT et al., 2020; AJAMI et al., 2020). Também retarda o mecanismo de poligonização das discordâncias durante o tratamento térmico. Esse estado energético favorece a nucleação dos carbonetos M_2C (KŘÍŽ e VOJTĚCH, 2019).

De acordo com Zheng et al. (2019), aços que são submetidos à têmpera e revenido possuem silício para impedir a precipitação da cementita (Fe_3C) e assim manter a fase austenítica rica em carbono. Lee e Han (2015) explicou que o volume de austenita retida estável à temperatura ambiente é proporcional à concentração de manganês na composição química do aço. A presença de níquel pode promover a estabilização e o controle de coalescimento da fase austenítica, melhorando, assim, a temperabilidade do aço (ZHENG et al., 2019). O cobre também melhora a temperabilidade do aço (MOHRBACHER, 2018), além de, similar ao cromo, contribuir na inibição (formação de um filme óxido passivo) de reações anódicas e catódicas de corrosão (WANG, Y. et al., 2021).

O fósforo é um elemento residual, cujo teor máximo deve ser próximo a 0,045 % (XUE et al., 2021). Esse elemento tende a segregar nos contornos de grão, causando instabilidade de coesão interfacial (WANG, J. et al., 2021). Portanto, causa a fragilidade intergranular dos aços quando submetidos a trabalhos a frio e efeitos negativos sobre a soldabilidade (JIANG et al., 2021). O enxofre também é um elemento residual que afeta negativamente a dispersão microestrutural por meio de inclusões não metálicas de diferentes morfologias (POLISHKO, 2021). Por esse motivo, o seu teor é controlado: conforme a norma ABNT NBR 116-1:2005, 0,06% a 0,15% para materiais produzidos em aciaria convencional ou de no máximo 0,30% para aqueles produzidos pelo processo de metalurgia do pó.

Na Figura 43 é apresentada a micrografia do aço-rápido AISI M2, revelada após ataque químico com solução de Nital 3 % e registrada em MEV. Conforme a legenda da figura foi identificada, primeiramente, a matriz martensítica (1) com contornos de

grãos (2) referentes à fase austenítica (SILVA et al., 2014; YUAN et al., 2024). É possível verificada também certa textura existente nessa fase/constituente, o que pode estar relacionado com a sua morfologia mencionada na literatura: pacotes de ripas ou plaquetas, primárias e secundárias, de ferrita supersaturada em carbono (COLPAERT e DA COSTA, 2008; XU et al., 2022). Com a análise de EDS, verificou-se na área “a.1” sinais de elementos químicos presentes na matriz que são condizentes com os elementos químicos identificados na análise química do material (Tabela 9), que foram: carbono, silício, vanádio, cromo, manganês, ferro, molibdênio e tungstênio. Carbono e ferro são os principais elementos constituintes da martensita (MAIZZA et al., 2020). Silício, cromo e manganês permanecem dissolvidos na matriz, contribuindo para o aumento da temperabilidade, para o refinamento de grãos e para a nucleação de carbonetos (LEE et al., 2001; MAIZZA et al., 2020; PANT et al., 2020).

- 1 - Matriz martensítica
- 2 - Contornos de grão
- 3 - Carbonetos

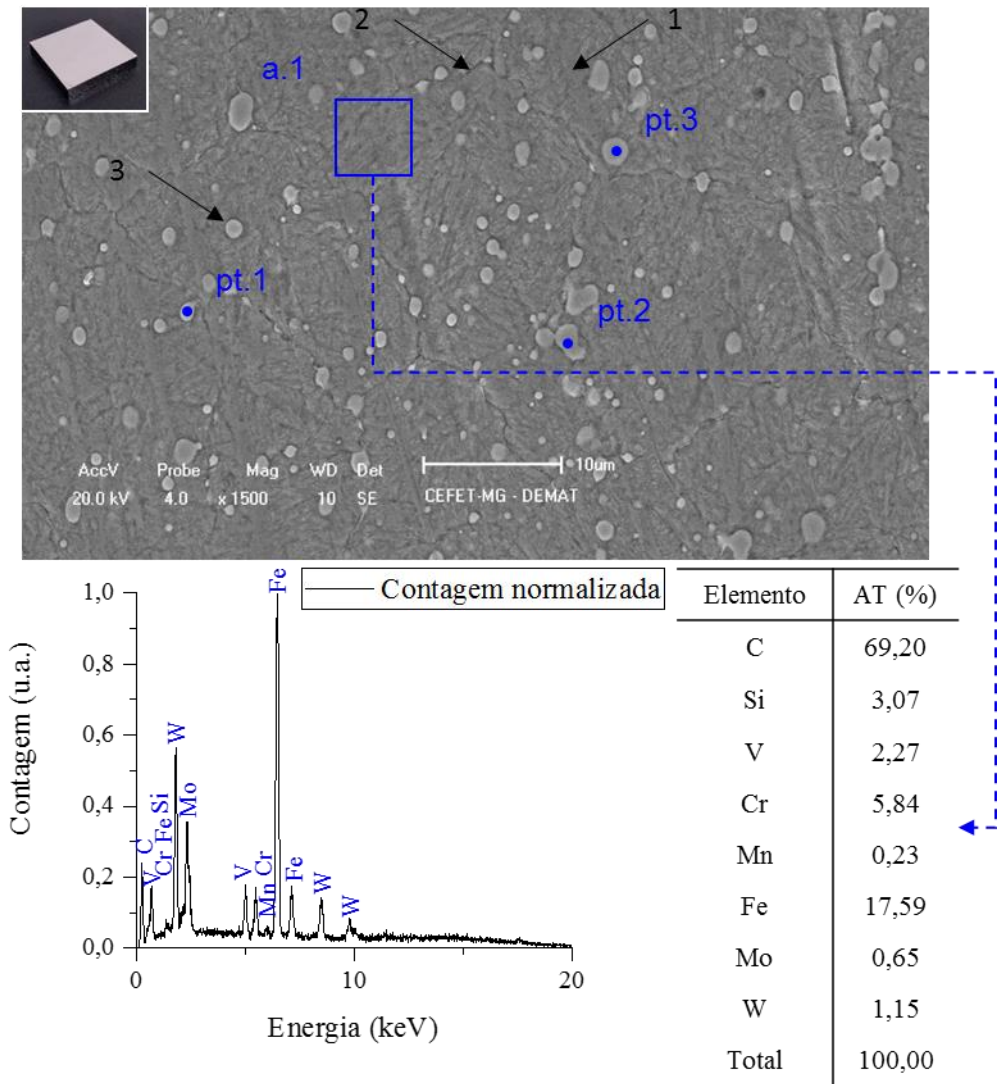


Figura 43: Análise da microestrutura do aço AISI M2 por meio das técnicas MEV e EDS

Fonte: Elaborado pelo Autor

A terceira fase presente na microestrutura do aço-rápido AISI M2, identificada na legenda da Figura 43, se refere aos carbonetos dispersos na matriz em diferentes granulometrias e com morfologia predominantemente similar à esferoidal (SILVA et al., 2014; MAIZZA et al., 2020; YUAN et al., 2024). Na busca de comprovar essa afirmação, a EDS foi utilizada para detectar sinais de elementos químicos localizadas nos pontos “pt.1”, “pt.2” e “pt.3” (Figura 44), dando atenção para àqueles elementos

que são os principais elementos de liga formadores de carbonetos: tungstênio, molibdênio e vanádio. No espectro (a), a predominância de molibdênio e de tungstênio pode indicar a existência de carbonetos do tipo M_6C (SIVAPRAHASAM et al., 2019; MAIZZA et al., 2020). De acordo com Kříž e Vojtěch (2019), a fração metálica desse carboneto (a letra M) pode apresentar as configurações A_4B_2 ou A_3B_3 , sendo A e B respectivamente o tungstênio e o molibdênio. No espectro (b), o percentual atômico de tungstênio é mais alto entre os elementos de liga, o que pode estar relacionado à presença de carbonetos do tipo M_2C (GSELLMANN et al., 2022). Segundo Abdukahhorov (2024), a letra M pode ser molibdênio (Mo_2C) ou tungstênio (W_2C). No espectro (c), destaca-se o percentual atômico do vanádio, sugerindo então a presença de carbonetos do tipo MC (MASOUMI et al., 2019). O vanádio, representado pela letra M, é ligado ao carbono (letra C) na configuração V_4C_3 (KŘÍŽ e VOJTĚCH, 2019) ou V_8C_7 (HERRANZ et al., 2013).

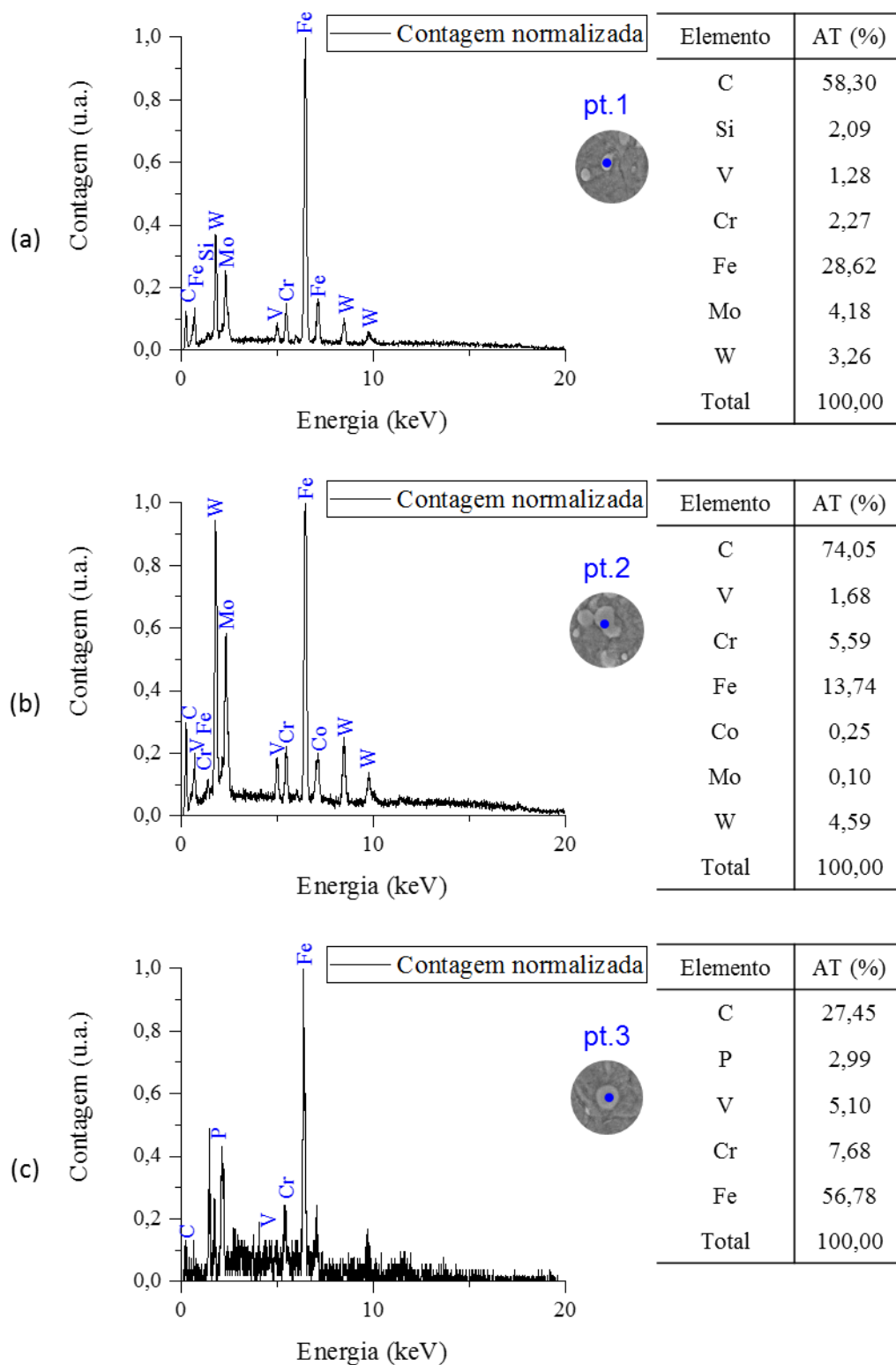


Figura 44: Análise do aço AISI M2 pela técnica de EDS

Fonte: Elaborado pelo Autor

Após aquisição do substrato, o seguinte passo metodológico foi definido com base no objetivo de caracterizar todos os materiais utilizados, ou seja, o substrato e

os revestimento de DLC. Para isso, três amostras do substrato foram preparadas com dimensões de conforme apresentado na Figura 45. Esse procedimento é importante para garantir que fases de caracterização do DLC, que são realizadas em amostras planas, apresentem resultados mais consistentes. Outra justificativa é o custo de aquisição da ferramenta de corte, que ao invés de ser cortada para as análises de caracterização, pode ser aplicada novamente em outros experimentos.

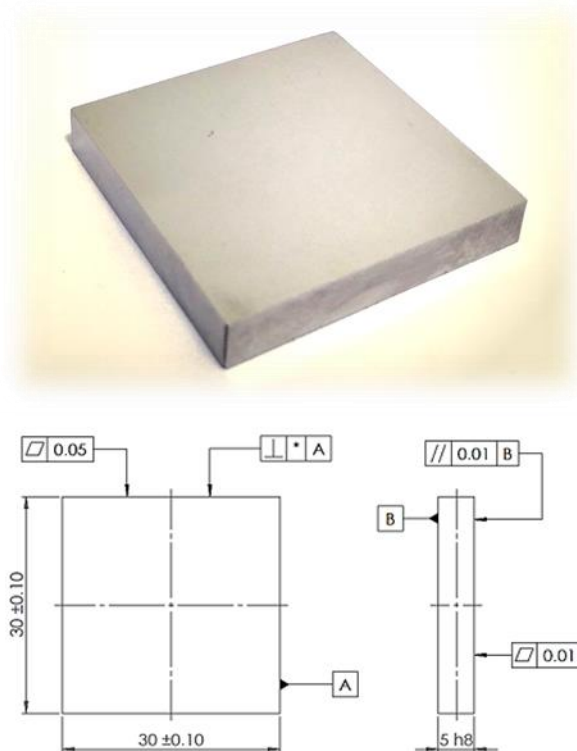


Figura 45: Características geométricas e dimensionais da amostra de aço AISI M2.

Fonte: Elaborado pelo Autor

5.2 Caracterização dos filmes finos DLC

5.2.1 Deposição dos filmes finos nas ferramentas de corte

Na Figura 46 são apresentadas imagens da superfície de saída das ferramentas de corte sem revestimento (a), com revestimento Tipo A (b) e com revestimento Tipo B. Inicialmente, as ferramentas de corte foram observadas com ampliação de 20X, notando-se aparentemente superfícies “lisas”. Em seguida, para aprofundar o nível de análise sobre as superfícies de saída, utilizou-se ampliação de

200X, em que a partir daí surgiram algumas características distintas para serem discutidas.

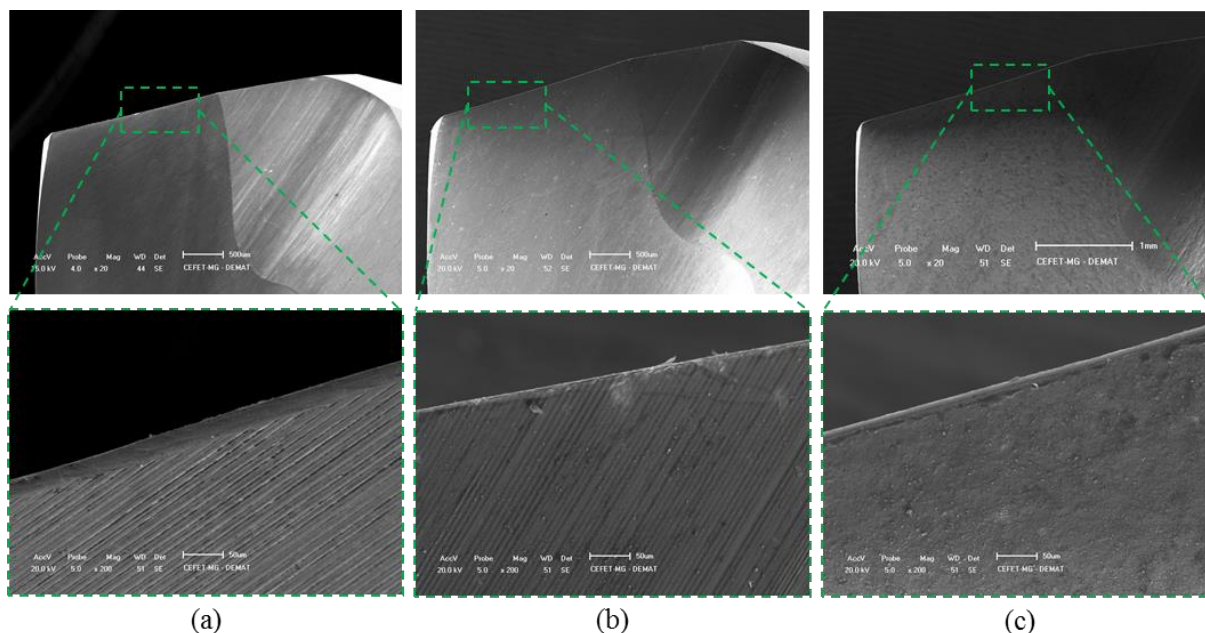


Figura 46: Imagens das ferramentas de corte sem revestimento (a), com revestimento Tipo A (b) e com revestimento Tipo B (c) analisadas em microscopia eletrônica de varredura

Fonte: Elaborado pelo Autor

A ampliação da imagem apresentada na Figura 46a mostra que a superfície de saída possui asperezas distribuídas uniformemente que são resultantes do processo de acabamento: a retificação (XU et al., 2024). Após a deposição do revestimento Tipo A (Figura 46b), nota-se que as marcas de avanço do processo de retificação ainda permanecem sobre a superfície de saída. Nesse caso, sugere-se que a espessura desse revestimento não foi suficiente para sobrepor completamente as asperezas do substrato, o que não pode ser considerado como falha do processo de deposição. Já na Figura 46c verifica-se uma característica diferente: uma superfície com ausência das marcas de avanço do processo de retificação, as quais foram cobertas completamente pelo revestimento Tipo B, formando uma nova superfície aparentemente porosa. Isso pode indicar que o revestimento Tipo B é mais espesso do que o revestimento Tipo A, provavelmente devido à camada primária de nitreto de cromo (CrN).

Na tribologia, sabe-se a importância da rugosidade no comportamento do desgaste e do coeficiente de atrito em diversos tribossistemas. Antes da texturização das superfícies, o perfil original de rugosidade da superfície também é significativo nos estudos tribológicos. Uma das variáveis estudadas é a orientação das asperezas em relação ao deslizamento relativo de um contra corpo (TEWELDE et al., 2023).

Nesse sentido, a orientação das asperezas observadas na Figura 46a e na Figura 46b se aproximam da condição discutida por Ba et al. (2021): estão posicionadas aproximadamente a 90° em relação à direção de escorregamento do cavaco. Isso proporciona uma área de contato menor e intermitente, podendo reduzir o coeficiente de atrito e melhorar a capacidade de penetração de lubrificantes na interface de contato.

A partir disso, seria possível sugerir que as ferramentas de corte observadas na Figura 46a e na Figura 46b teriam um comportamento tribológico similar, se não fosse considerado a presença do revestimento. Dessa forma, espera-se que a característica da textura superficial do substrato seja melhorada com as propriedades de inércia química, dureza superficial e de lubrificação sólida do revestimento Tipo A. Em relação ao revestimento Tipo B, esses benefícios provavelmente foram obtidos, porém com um possível comportamento distinto de escorregamento do cavaco quando comparado ao revestimento Tipo A. De acordo com Martins et al. (2022), em ferramentas de corte, buscam-se melhorias a fim de prolongar seu ciclo de vida e alcançar um melhor acabamento superficial no produto final, objetivos que podem ser alcançados através da utilização de filmes finos de DLC.

5.2.2 Análise DRX

Os difratogramas obtidos em análise XRD, para as três amostras de caracterização, são apresentados na Figura 47. Primeiramente, pode-se observar, por meio da sobreposição, que o comportamento da difração é, em geral, semelhante nos três difratogramas. Essa semelhança pode ser justificada pela identificação de colisões de raios X com os átomos presentes no substrato (Ren et al., 2024) nos seguintes ângulos de incidência:

1. 2 θ próximos a 44°, 64° e 81°: são referentes à fase ferrítica (α -Fe) presente na matriz revenida do substrato, o aço-rápido AISI M2. Em se tratando de

martensita, conforme a literatura fundamental, sabe-se que a martensita é uma fase e um constituinte caracterizado por uma solução sólida supersaturada de carbono com estrutura tetragonal de corpo centrado de átomos de ferro. Quanto à morfologia, é formada por plaquetas ou ripas primárias (grosseiras) e secundárias (finas) de ferrita supersaturadas em carbono, a qual confere ao material, por si só, dureza excessiva, baixa tenacidade e baixa tenacidade à fratura (Eroglu, 2010; Chen et al., 2024; Chang et al., 2024; Senna et al., 2020; Yuan et al., 2024).

2. 2θ próximos a 35° , 40° , 42° , 46° e 72° : são referentes à fase e constituinte M_6C , ou seja, evidência a presença dos carbonetos ricos em tungstênio e molibdênio (Eroglu, 2010; Yuan et al., 2024; Chen et al., 2024;). De acordo com Yuan et al. (2024), a configuração química desse carboneto, na parte dos metais (a letra M), é Fe_3W_3C , mas podem ser compostos, também, com cromo, molibdênio e vanádio.
3. 2θ próximo a 43° : se refere à fase e constituinte MC, a formação de carbonetos ricos em vanádio (Eroglu, 2010; Chen et al., 2024; Chang et al., 2024). A configuração química desse carboneto é do tipo M_8C_7 , sendo o vanádio o metal em combinação com o carbono (Herranz et al., 2013).

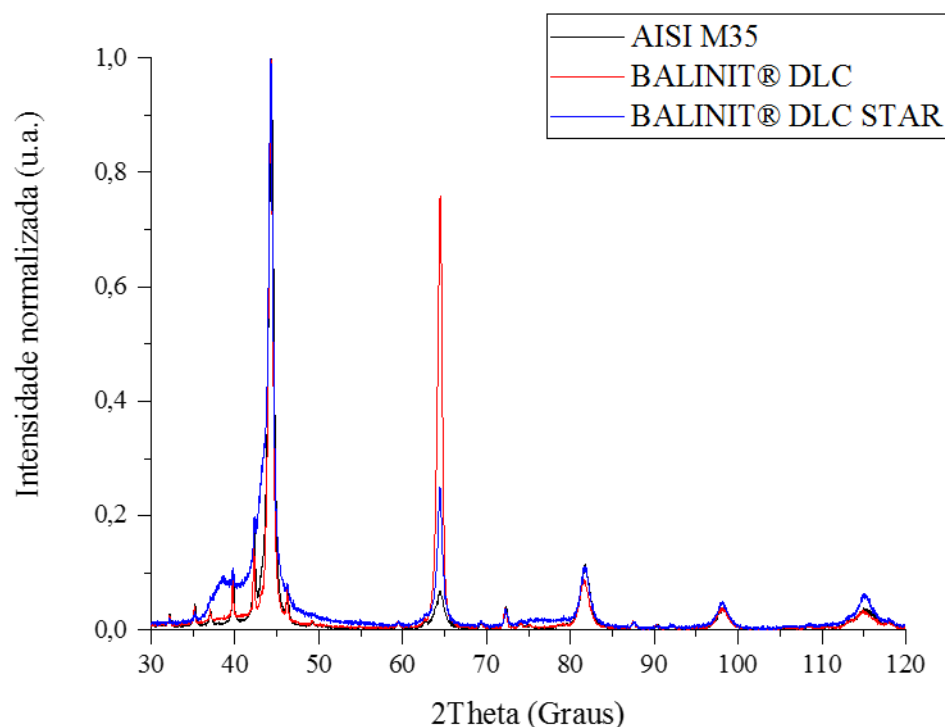


Figura 47: Sobreposição dos difratogramas obtidos em análise de DRX das amostras de aço-rápido AISI M2, AISI M2 revestido com DLC tipo A e AISI M2

Fonte: Elaborado pelo Autor

Ainda em observação sobre a Figura 47, em segundo lugar, algumas hipóteses para a existência de detecção dos filmes finos de DLC podem ser apresentadas. No estudo realizado por Senna et al. (2020), em que amostras de aço inoxidável revestidas com DLC foram analisadas, o pico de difração centralizado em aproximadamente 44° , além de ser referente à fase ferrítica, pode indicar a presença de carbono, mais especificamente no plano (103). A presença do DLC também foi relacionada com o pico que surgiu em 2θ próximo a 35° , representando a difração da estrutura de grafite (G) no plano (002).

Além disso, é interessante observar na Figura 47 o comportamento da intensidade no intervalo compreendido entre 2θ igual a 30° e 60° . Embora as amostras sem revestimento e com o DLC Tipo A sejam semelhantes, o DLC Tipo B apresenta um perfil similar a uma onda próximo a 2θ igual a 40° . Esse comportamento pode sugerir a existência de alguma parcela semicristalina e/ou amorfa presente na amostra analisada. Isso pode ser mais bem compreendido na discussão que se segue.

Na Figura 48 são apresentadas as intensidades dos picos de amorfização identificados, após correção de Lorentz, nos difratogramas das amostras de caracterização analisadas em XRD. Em ambos, observa-se uma técnica similar à deconvolução realizada nos espectros Raman. Bandas foram identificadas aproximadamente em 44° , 64° , 82° , 98° e 115° , as quais determinaram uma estimativa de cristalinidade das amostras analisadas. Os resultados foram iguais a 40,07 %, 47,23 % e 26,31 %, respectivamente para as amostras do aço-rápido AISI M2 (Figura 48a), com revestimento DLC Tipo A (Figura 48b) e com revestimento DLC Tipo B (Figura 48c). Os resultados indicam níveis de cristalinidade mais similares entre os difratogramas (a) e (b). Nesse caso, torna-se mais difícil diferenciar as amostras pela presença ou não do revestimento. Por outro lado, verifica-se uma diferença de cristalinidade mais expressiva no difratograma (c), a qual pode indicar um maior nível de amorfização da amostra devido às características do revestimento de DLC Tipo B. Nesse contexto, a hipótese exposta na discussão da Figura 47 pode ser reforçada com os resultados apresentados na Figura 48.

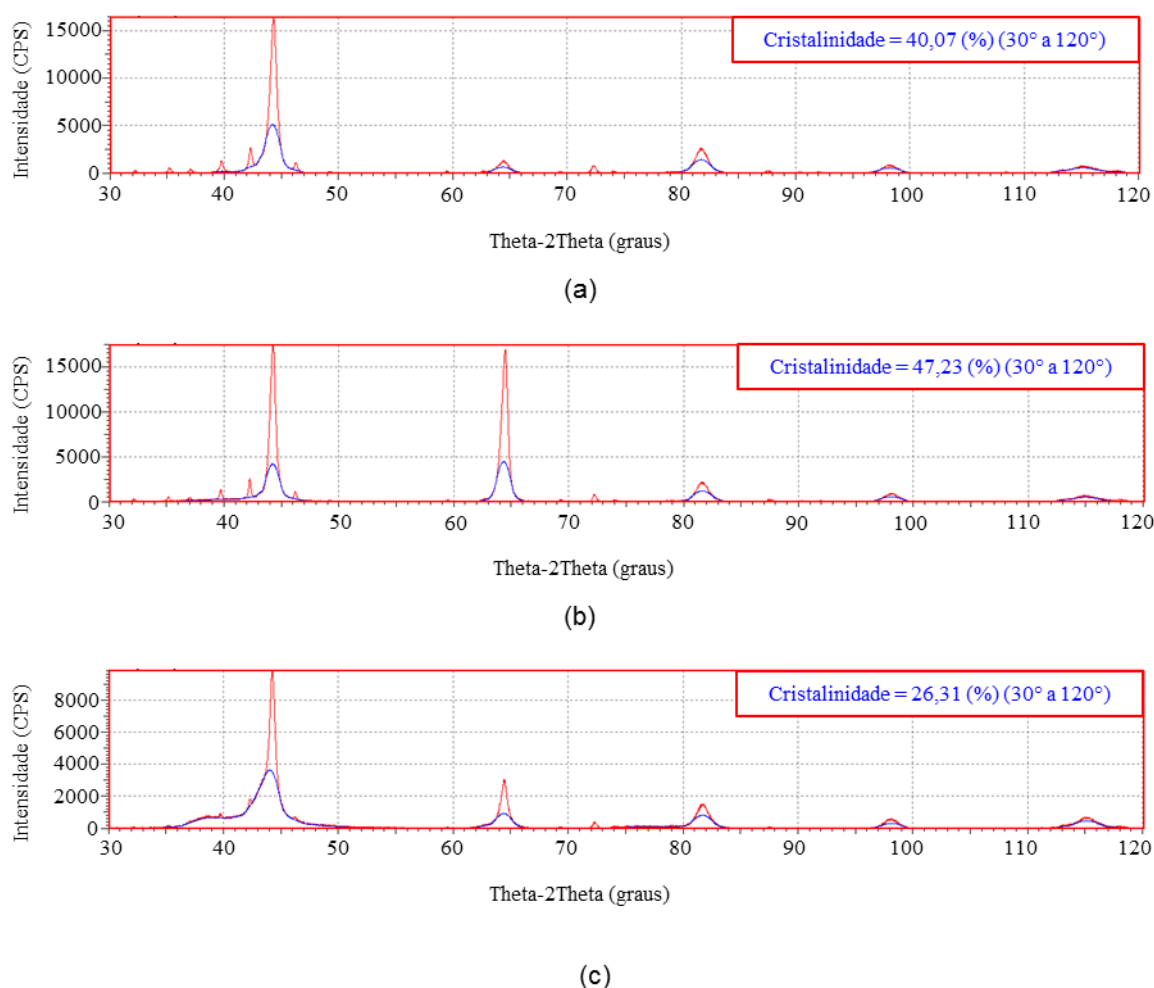


Figura 48: Resultados de estimativa de cristalinidade das amostras de aço-rápido AISI M2 (a), revestida com DLC Tipo A (b) e revestida com DLC Tipo B (c), obtida em análise de DRX

Fonte: Elaborado pelo Autor

5.2.3 Análise Raman dos filmes finos

A espectroscopia Raman vem sendo utilizado extensivamente para detectar a estrutura de filmes de carbono e de diamante, visto que esta técnica representa um eficiente método de caracterização não destrutiva dos filmes (Casiraghi et al, 2005). Na Figura 49 são apresentadas as sobreposições das três bandas identificadas após a deconvolução dos espectros Raman. Foram elas: bandas G, D e I centralizadas próximo a 1550 cm^{-1} (Barba et al., 2024), 1350 cm^{-1} (Ba et al., 2022) e 1200 cm^{-1} (Popescu et al., 2017; Padmanaban et a., 2021),

respectivamente. Em ambos os espectros, o procedimento de deconvolução foi realizado com um coeficiente de determinação (R^2_{adjusted}) igual a 0,998.

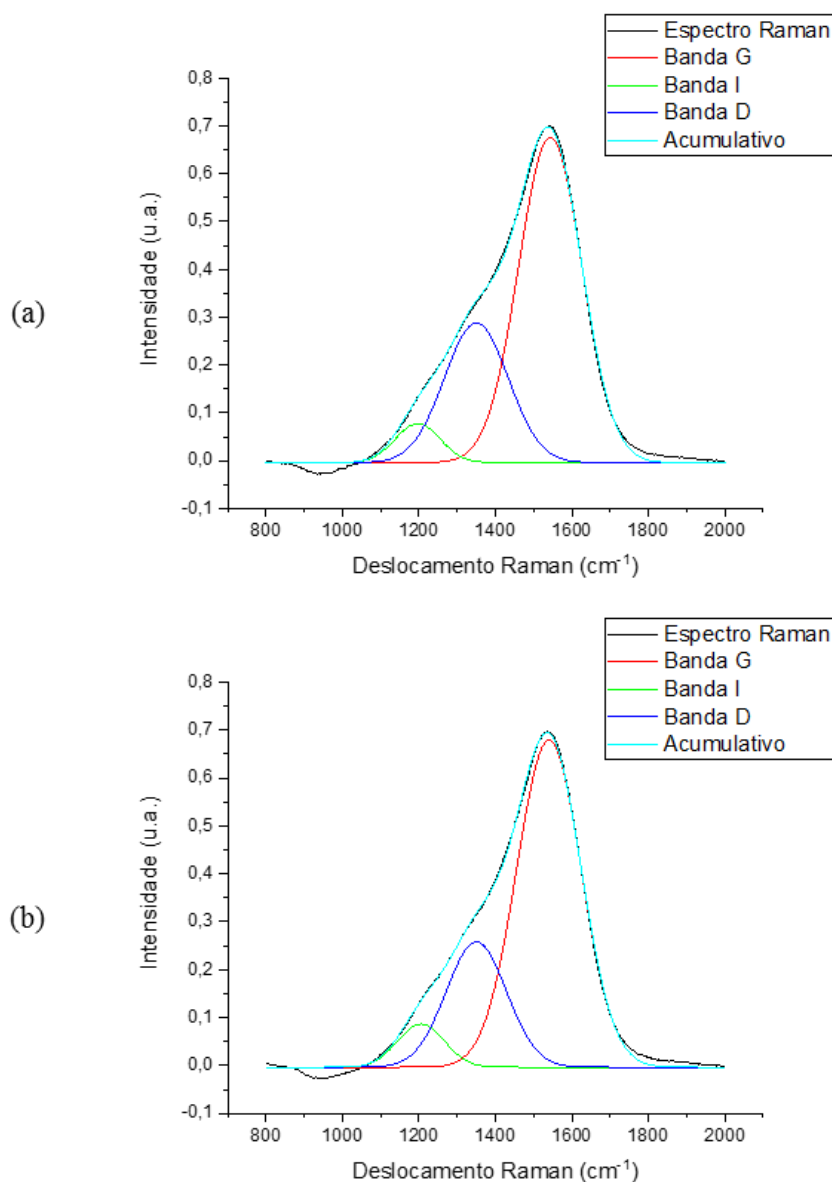


Figura 49: Deconvoluções gaussianas realizadas nos espectros Raman dos filmes finos de DLC Tipo A (a) e Tipo B (b)

Fonte: Elaborado pelo Autor

As bandas G e D são referentes ao estiramento simétrico de todos os átomos de carbono hibridizados na configuração sp^2 (Ren et al., 2024), porém distinguem os modos de vibrações dos anéis (*rings*) e das cadeias (*chains*) atômicas. A banda D representa o modo vibracional denominado por “A1g”, em que apenas (Zhang et al., 2024) os anéis hexagonais alongam, similar a um

movimento de respiração, devido a presença de desordem na rede cristalina do grafite (e SILVA et al., 2018; Nakamura et al., 2018). A banda G, por outro lado, representa o modo de vibração “E2g” (Ren et al., 2024), que é um estiramento das hibridizações sp^2 , tanto nos anéis hexagonais quanto nas cadeias atômicas de carbono presentes na estrutura cristalina do grafite (Padmanaban et al., 2021; Zhang et al., 2024). Denominada aleatoriamente nesse estudo como “Banda I”, de acordo com a similaridade do espectro Raman apresentado por Popescu et al. (2017), pode-se supor que essa banda indique a presença da estrutura do diamante, nanocristalino ou amorfo.

Nota-se grande semelhança entre os dois espectros presentes na Figura 49, o que pode indicar características também semelhantes das camadas de carbono amorfo. Nesse caso, o único diferencial entre os filmes finos é, de fato, a presença da camada de CrN presente no revestimento Tipo B, a qual não foi detectada pela espectroscopia Raman. Isso fica mais evidente quando se observa os resultados apresentados na Tabela 10: de modo geral, pode-se considerar que todos os parâmetros geométricos das bandas G, D e I são similares entre os dois filmes finos analisados. O mesmo pode ser verificado nas estimativas dos conteúdos de hibridizações sp^3 (33 % e 32 %) e de hidrogênio (25 % e 26 %). De acordo com Ren et al. (2024), os valores de FWHM da banda G superiores a 50 cm^{-1} indicam que os anéis hexagonais são pequenos: tamanho aproximado a 1 nm.

Tabela 10: Resultados de parâmetros geométricos das bandas sobrepostas nos espectros Raman e das estimativas dos conteúdos percentuais de sp^3 e de hidrogênio

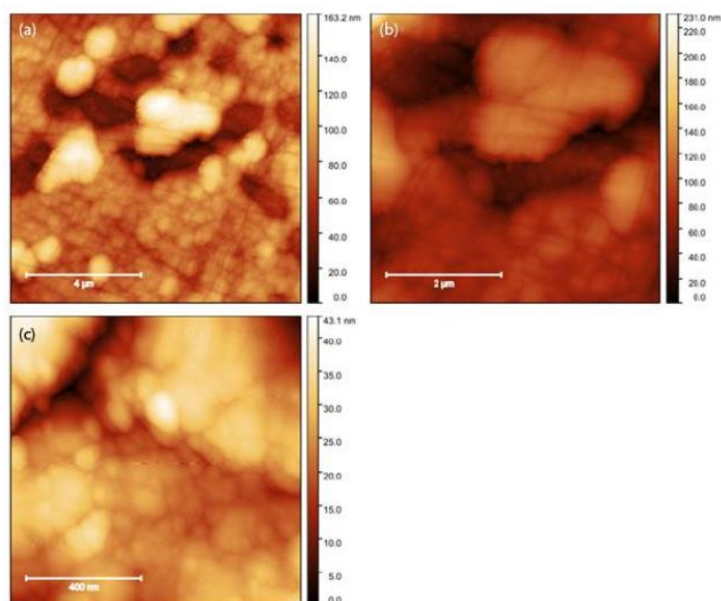
Revestimento	Inclinação linha de base	Banda	Posição do pico (cm^{-1})	FWHM (cm^{-1})	Altura do pico (u.a.)	Razão I_D/I_G	Conteúdo de C- sp^3 (%)	Conteúdo de hidrogênio (%)
Tipo A	0,0001	G	1543,535 $\pm$ 0,796	194,603	0,680 $\pm$ 0,004	0,429 $\pm$ 0,005	33	25
		D	1350,000 $\pm$ 0,000	197,127	0,292 $\pm$ 0,003			
		I	1196,616 $\pm$ 3,359	138,235	0,082 $\pm$ 0,007			
Tipo B	0,0001	G	1540,001 $\pm$ 0,749	198,909	0,682 $\pm$ 0,003	0,383 $\pm$ 0,006	32	26
		D	1350,000 $\pm$ 0,000	185,865	0,261 $\pm$ 0,004			
		I	1205,437 $\pm$ 2,911	143,991	0,090 $\pm$ 0,006			

Fonte: Elaborado pelo Autor

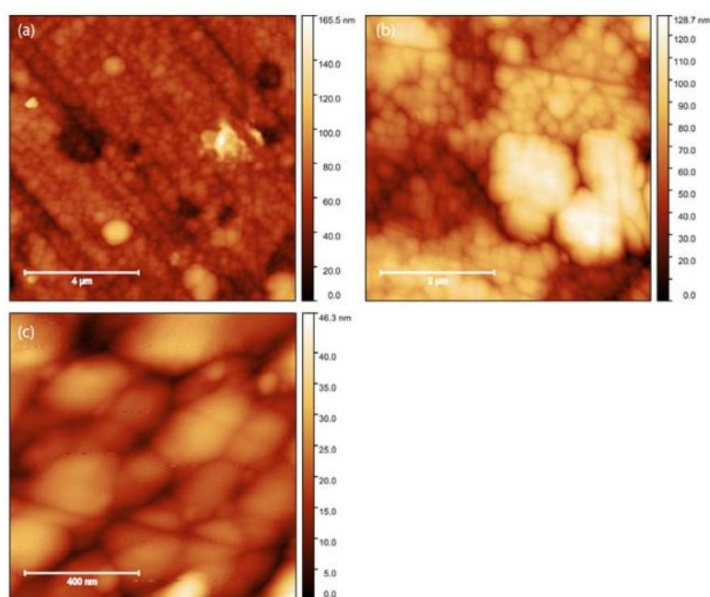
Dalibon et al. (2016) encontraram uma razão I_D/I_G próxima aos valores apresentados na Tabela 10, sendo possível estimar que os filmes finos estariam presentes na transição entre o segundo e o terceiro estágio da trajetória de amorfização do grafite (Ferrari e Robertson, 2000), ou seja, a transição entre o carbono amorfo (a-C) para o carbono amorfo tetraédrico (ta-C). Conforme a Eq. (1), essa estimativa pode ser melhorada, supondo que os filmes finos pertencem à classe a-C. Em seguida, aplicando a Eq (2), a caracterização dos filmes finos é complementada, confirmando que os filmes finos são hidrogenados: classe a-C:H. Resultado semelhante foi apresentado por Ramos et al. (2024).

5.2.4 Análise das topografias das superfícies com filmes finos DLC

Nas Figura 50 a e b, mostra as análises comparativamente dos DLC Tipo A e B, é possível notar que, com base nas medidas AFM realizadas, a amostra identificada como DLC Tipo B apresentou medidas de rugosidade menores quando comparadas a amostra DLC Tipo A, para todas as escalas de varredura avaliadas. No entanto, ambos filmes finos apresentam heterogeneidade importante, que se manifestou tanto nas imagens de microscopia óptica quanto nos mapas topográficos obtidos através de AFM. Notavelmente, entre as mencionadas heterogeneidades, ambas amostras e apresentam padrões similares aos picos de vales, porém sem uma orientação preferencial.



a) Tipo (A) Varreduras de (a) 10 x 10 μm , (b), 5 x 5 μm e (c) 1 x 1 μm .



b) Tipo (B) Varreduras de (a) 10 x 10 μm , (b), 5 x 5 μm e (c) 1 x 1 μm .

Figura 50: Análise do DLC Tipo A e B nas varreduras em nm

Fonte: Elaborado pelo Autor

As medidas de rugosidade podem ser consolidadas através da Tabela 11.

Tabela 11: Valores da rugosidade em nm

Região Analisada			
Amostras	Área avaliada		
	100 μm^2	25 μm^2	1 μm^2
DLC Tipo A	$R_a = 18,3 \pm 4,1 \text{ nm}$	$R_a = 20,3 \pm 9,7 \text{ nm}$	$R_a = 5,2 \pm 2,1 \text{ nm}$
DLC Tipo B	$R_a = 10,5 \pm 4,0 \text{ nm}$	$R_a = 14,8 \pm 3,3 \text{ nm}$	$R_a = 4,6 \pm 1,4 \text{ nm}$

Fonte: Elaborado pelo Autor

5.2.5 Ensaio de adesão do DLC Tipo A e Tipo B

Para avaliar a qualidade de adesão dos filmes finos, cinco indentação foram realizadas em cada amostra de aço-rápido AISI M2, utilizando os aparatos do ensaio de dureza Rockwell C (LENZ et al., 2020). Das cinco indentações, uma foi selecionada para representar o comportamento de adesão de cada revestimento, sendo observadas em MEV (Figura 51 e Figura 52).

É apresentada na Figura 51 a indentação realizada na amostra revestida com o filme Tipo A. A camada de carbono amorfo é identificada na tonalidade mais escura da imagem. Na análise de EDS, realizada no ponto “pt.1”, foi indentificada a predominância do carbono (AT = 89,43 %). Regiões em tonalidade mais clara são observadas na borda da indentação, representando o deslocamento do DLC. Ao observar os elementos químicos identificados no ponto “pt.2”, pode-se supor que há exposição da camada de cromo para filme Tipo (A). Nesse caso, o silício e o ferro indicam interferência do substrato. O carbono também está presente no substrato, mas também pode estar indicando interferência do DLC.

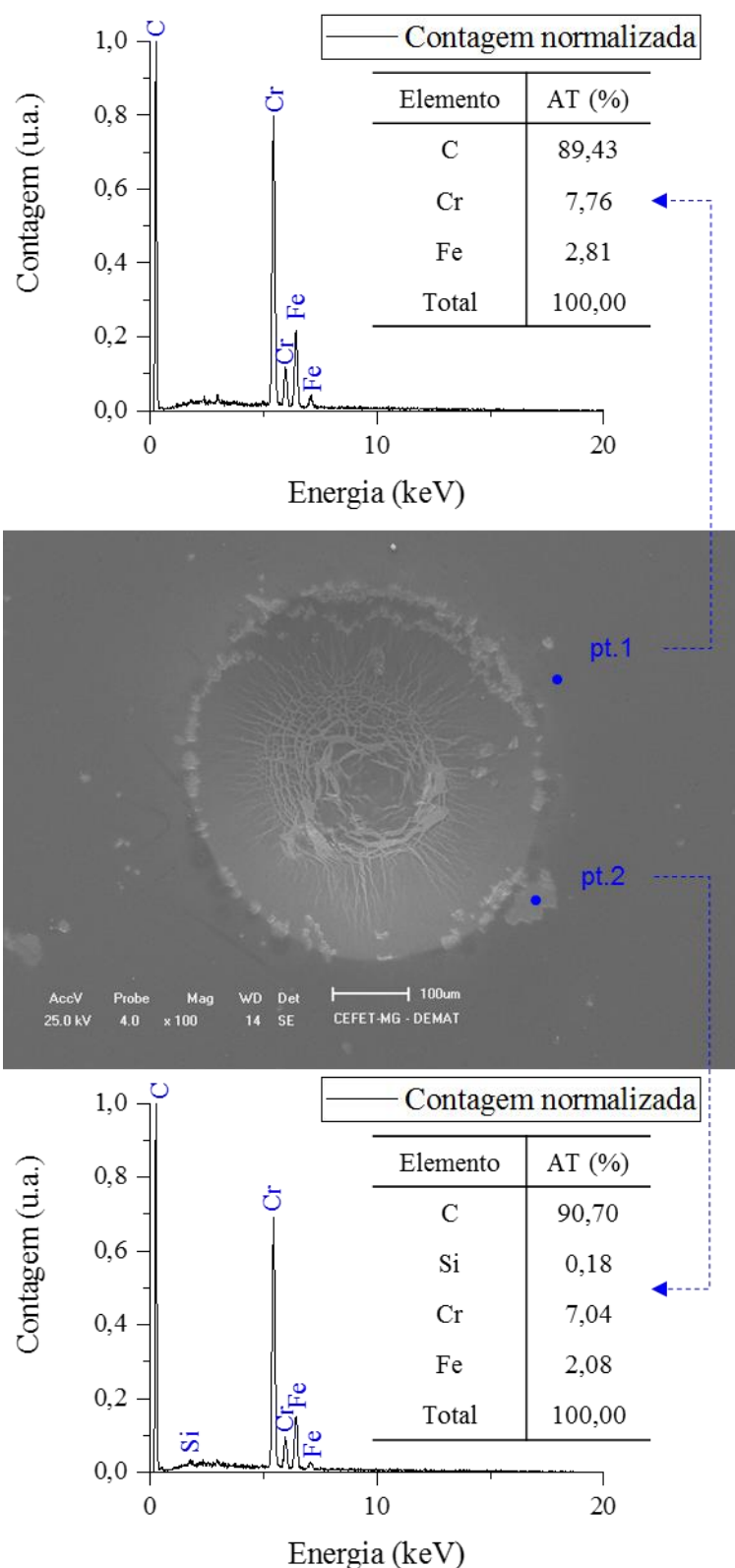


Figura 51: Ilustração da análise de MEV e de EDS realizada na indentação Rockwell C presente na superfície do substrato AISI M2 revestida com o filme Tipo A

Fonte: Elaborado pelo Autor

Na Figura 52 verifica-se um comportamento diferente de adesão do filme Tipo B em comparação ao observado na Figura 51. A tonalidade mais escura da imagem representa o DLC, contendo alta percentual atômico de carbono (ponto “pt.1”) e, depois, de cromo que pode indicar a presença da camada intermediária. A partir da borda da indentação surgem, em tonalidade mais clara, regiões semelhantes a trincas que se estendem na forma de arcos ao longo da superfície. Na análise de EDS é interessante notar que os elementos detectados no ponto “pt.2” são iguais aos apresentados no ponto “pt.1”, porém, com um aumento de percentual atômico do cromo (AT = 20,33 %). Dessa forma, pode-se supor que não houve deslocamento do DLC, e sim uma falha coesiva do revestimento (trincas) que indica o início de exposição da camada intermediária de cromo (SUN et al., 2024).

Nota-se que ambos os filmes finos apresentaram uma qualidade de adesão aceitável entre as classes HF1 e HF4 (GRENADYOROV et al., 2024), além de que não se pode afirmar que houve exposição do substrato. Baseado nos estudos realizado por Lenz et al. (2020), Tillmann et al. (2024) e Hua et al. (2024), atribui-se as classes HF2 (presença de pequenas regiões de deslocamento não contínuas ao longo da borda) para o filme Tipo A e HF1 (presença de trincas e ausência de deslocamento na borda) para o filme Tipo B.

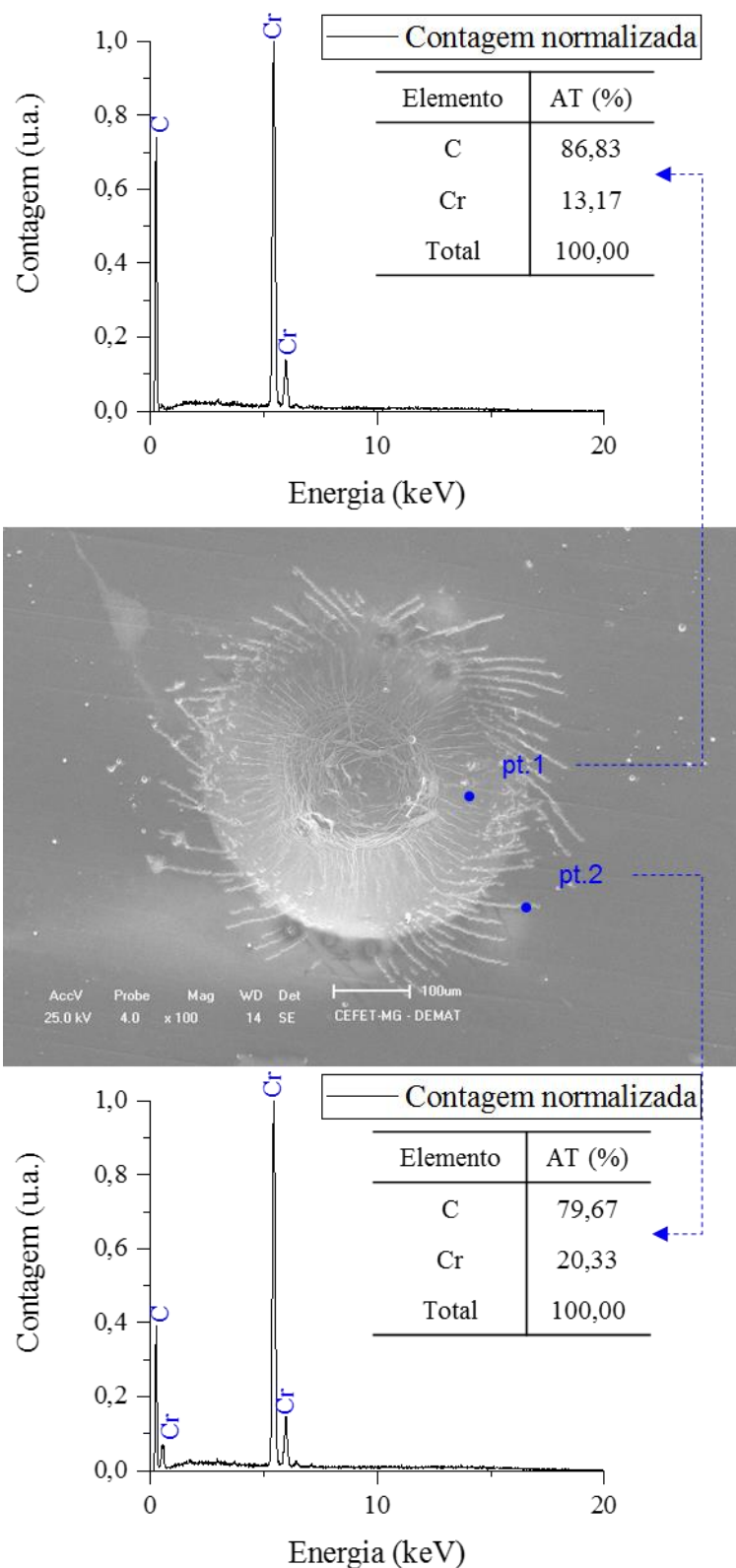


Figura 52: Ilustração da análise de MEV e de EDS realizada na indentação Rockwell C presente na superfície do substrato AISI M2 revestida com o filme Tipo B

Fonte: Elaborado pelo Autor

Observa-se pequenas regiões delaminadas no contorno da impressão Rockwell, e ainda, pequenas trincas radiais no fundo. A impressão tem características que se assemelham a classe HF3 da norma VDI, podendo ser considerada de adesão aceitável. No substrato de aço rápido bruto houve boa adesão do filme, com pequenos deslocamentos pontuais, mas sem a ocorrência de deslocamento concentrado na região ao redor da indentação, se assemelhando com a classe de adesão HF2, (ver Figura 7). A Figura 53, Figura 54 e Figura 55 mostram análise em MEV da ponta das brocas nova, respectivamente, sem revestimento, revestida com o DLC Tipo A e revestidas com o DLC Tipo B.

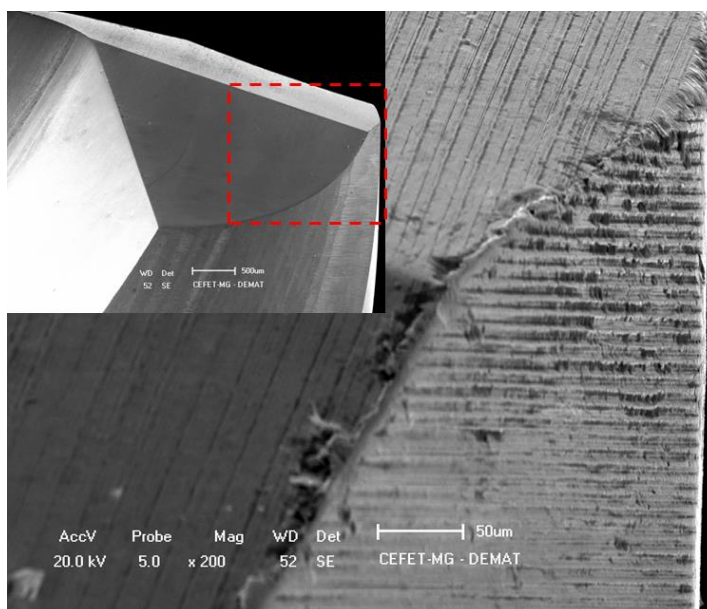


Figura 53: MEV da ponta da broca sem revestimento

Fonte: Elaborado pelo Autor

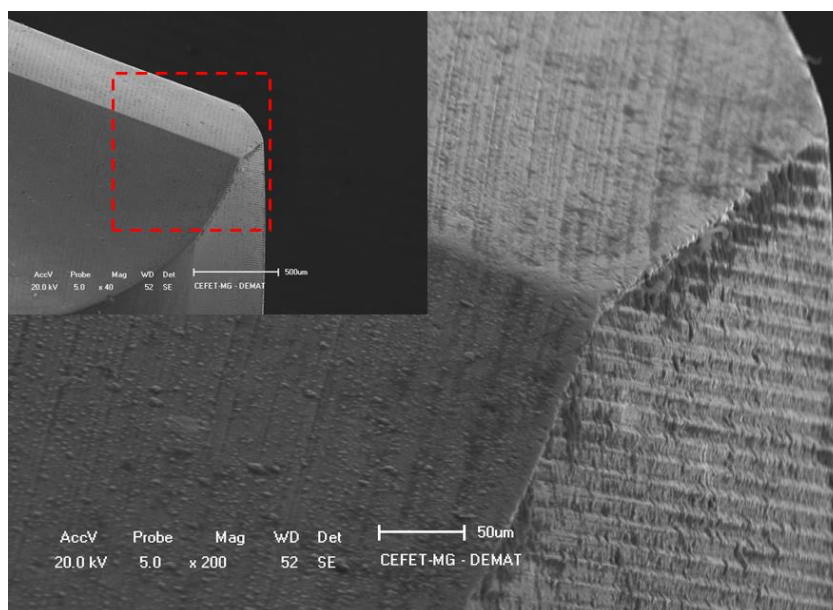


Figura 54: MEV da ponta da broca com revestimento BALINIT DLC

Fonte: Elaborado pelo Autor

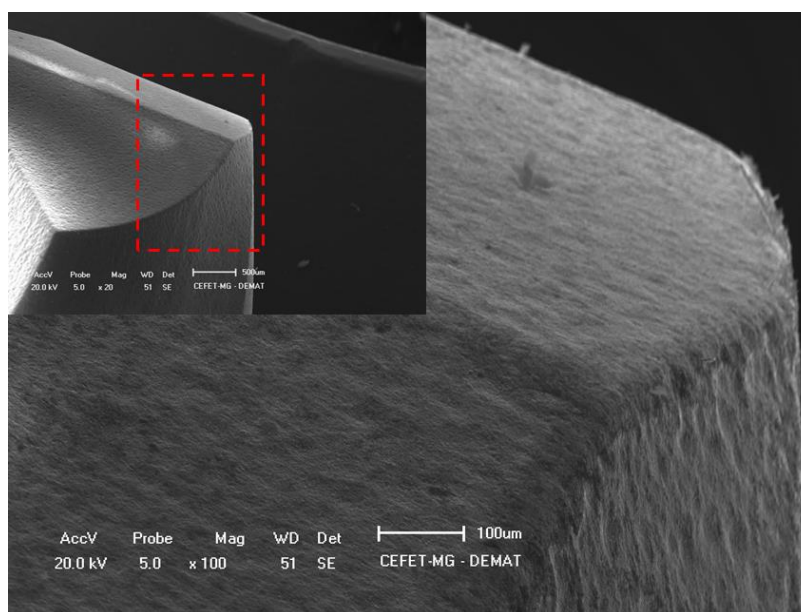


Figura 55: MEV da ponta da broca com revestimento BALINIT DLC STAR

Fonte: Elaborado pelo Autor

5.2.6 Análise da espessura dos filmes finos

As camadas presentes no revestimento DLC Tipo A são apresentadas na Figura 56. A primeira camada, depositada sobre o substrato, tem espessura de $0,594 \pm 0,029 \mu\text{m}$ e aparenta ser constituída principalmente por cromo (AT = 9,80 %), conforme observado no espectro de EDS realizado no ponto “pt.2”. Logo acima, a análise realizada no ponto “pt.1” detectou um percentual atômico de carbono igual 95,52 %, podendo indicar a deposição da camada de carbono amorfo com espessura de $0,962 \pm 0,033 \mu\text{m}$.

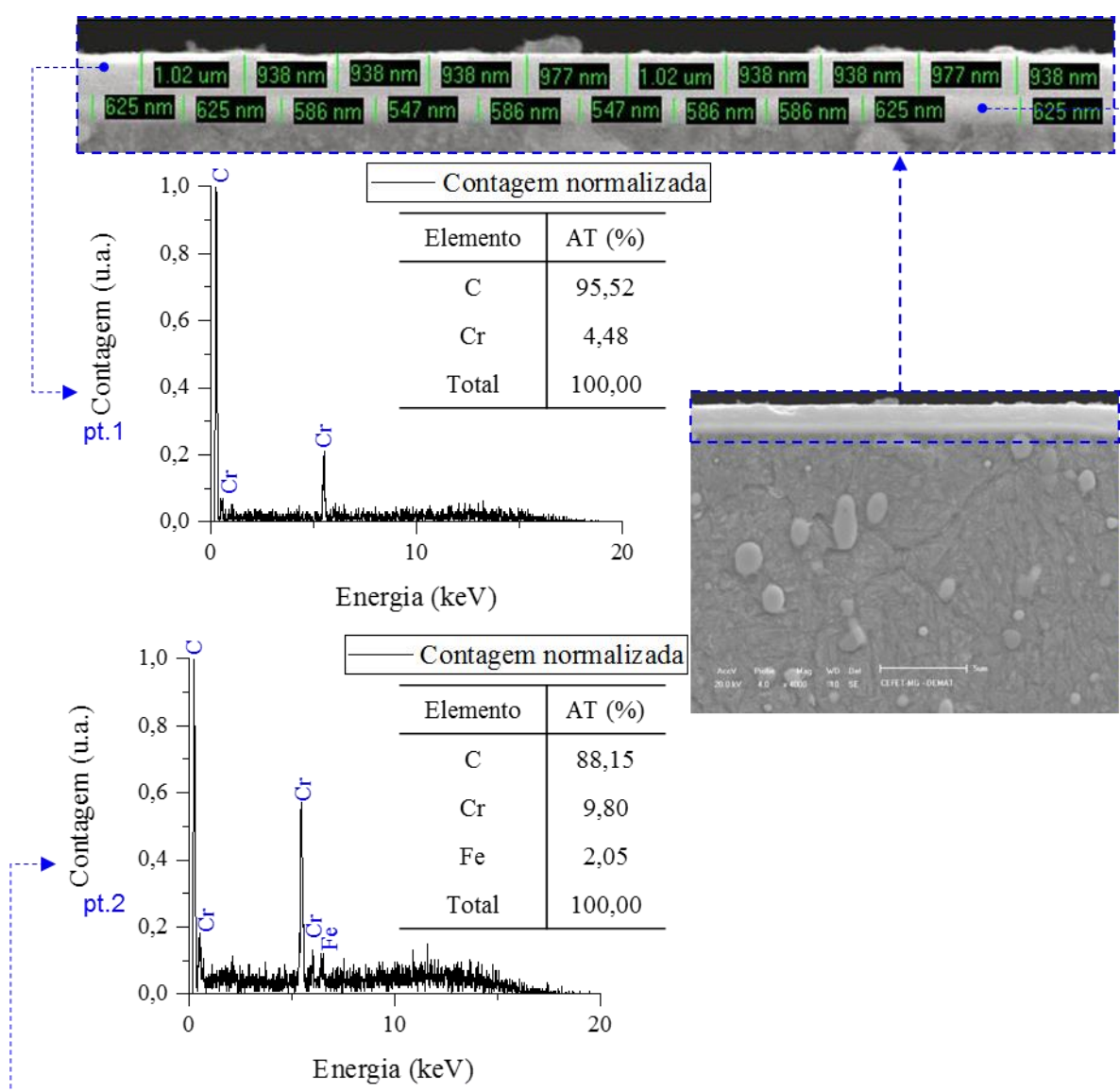


Figura 56: Análise da espessura do DLC Tipo A

Fonte: Elaborado pelo Autor

Na Figura 57 é apresentada as camadas de filmes finos presentes no DLC Tipo B. A primeira camada depositada possui $1,462 \pm 0,053 \mu\text{m}$ de espessura e, por meio da análise de EDS (ponto “pt.3”), pode ser identificada como a camada de CrN, devido à presença de cromo (AT = 7,01 %) e de nitrogênio (AT = 32,05 %) (LUO et al., 2024). A próxima camada, conforme o espectro de EDS relativo ao ponto “pt.2”, aparenta ser constituída por cromo (AT = 6,93 %), possui $0,508 \pm 0,039 \mu\text{m}$ de espessura e atua como uma *interlayer* entre o CrN e o DLC. A última camada, de forma similar ao DLC Tipo A (Figura 56), possui $0,910 \pm 0,043 \mu\text{m}$ de espessura e pode ser considerada como o revestimento de carbono amorfo devido ao percentual atômico de carbono (AT = 84,53 %) detectado no ponto “pt.1”.

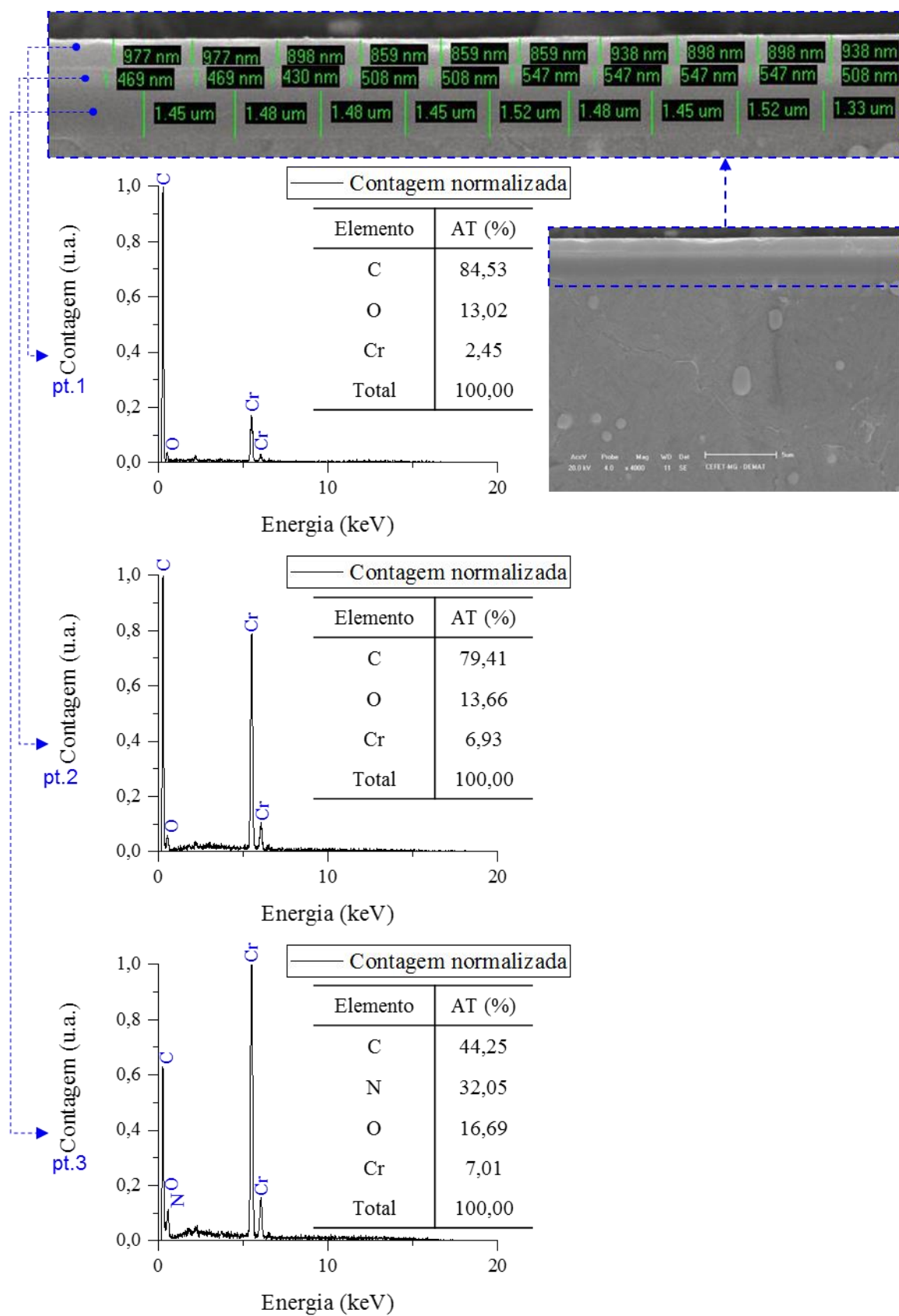


Figura 57: Análise da espessura do DLC Tipo B

Fonte: Elaborado pelo Autor

Ao analisar a seção transversal das amostras revestidas, verificou-se que ambos os filmes finos apresentaram camadas densas e livres de inclusões e de porosidade. A espessura total do BALINIT DLC STAR (2,880 μm) (HAO et al., 2020) foi aproximadamente duas vezes maior do que a espessura do BALINIT DLC (1,556 μm). Ambos apresentaram uma camada de DLC com espessura similar, próxima a 1 μm (PENG et al., 2022), a qual é depositada sobre a camada de cromo. Para reduzir o estado de tensão residual na interface substrato-DLC e com isso, melhorar a qualidade de adesão do LDC, é essencial inserir a camada de cromo (ILIC et al., 2019; SAHOO et al., 2024; KOLAWOLE, 2024).

5.2.7 *Análise das Calotas geradas no Calotes*

A cratera em forma de elipse significa que a esfera está desgastada. Para as análises das calotas, utilizou-se a microscopia eletrônica de varredura e perfilometria para observar e medir o diâmetro das calotas geradas no ensaio de desgaste por micro abrasão. Na Figura 58 são apresentadas as imagens representativas das cinco calotas analisadas em cada uma das amostras de caracterização: o substrato AISI M2 (a), AISI M2 revestido com o DLC Tipo A (b) e o AISI M2 revestido com o DLC Tipo B (c). Os diâmetros médios aritméticos foram, respectivamente para as amostras citadas, iguais a $1206,25 \pm 67,60 \mu\text{m}$, $877,85 \pm 125,81 \mu\text{m}$ e $892,05 \pm 50,82 \mu\text{m}$.

Ambas as calotas possuem bordas definidas e um formato predominantemente circular, o que pode indicar que o equipamento utilizado nos ensaios apresentou valores médios e desvio padrão quando comparadas. Esses resultados já indicam uma diferença na resistência ao desgaste quando se compara a amostra sem revestimento com as amostras revestidas. Isso se dá pela maior reação do abrasivo sobre a região de contato com a superfície do aço-rápido (BAPTISTA et al., 2023). Os resultados do coeficiente de desgaste k foram (Figura 58d): $1,6 \times 10^{-15} \pm 3,9 \times 10^{-16} \text{ m}^3/\text{Nm}$, $4,4 \times 10^{-16} \pm 2,7 \times 10^{-16} \text{ m}^3/\text{Nm}$ e $4,2 \times 10^{-16} \pm 8,5 \times 10^{-17} \text{ m}^3/\text{Nm}$, respectivamente para o aço-rápido AISI M2, o AISI M2 revestido com o DLC Tipo A e o AISI M2 revestido com o DLC Tipo B.

Na Figura 58d, o primeiro aspecto observado é o ganho de resistência ao mecanismo de desgaste abrasivo que os filmes finos de DLC proporcionam ao aço-rápido: o valor de k obtido com a introdução do revestimento Tipo A representa apenas 27 % do coeficiente obtido com o substrato sem revestimento. Esse benefício pode

ser correlacionado com a fração de hibridizações sp^3 presente nos filmes finos, ou seja, a fração de carbono na configuração de diamante que confere maior dureza em comparação ao aço-rápido (DANELON et al., 2023). O segundo aspecto a ser notado na Figura 58d, e provavelmente o mais interessante, é o resultado similar do coeficiente de desgaste obtido com os dois filmes finos. Isso pode ser indicativo de que a camada de CrN aplicada no revestimento Tipo B não proporciona melhorias significativas para essa aplicação tribológica (resistência ao desgaste microabrasivo).

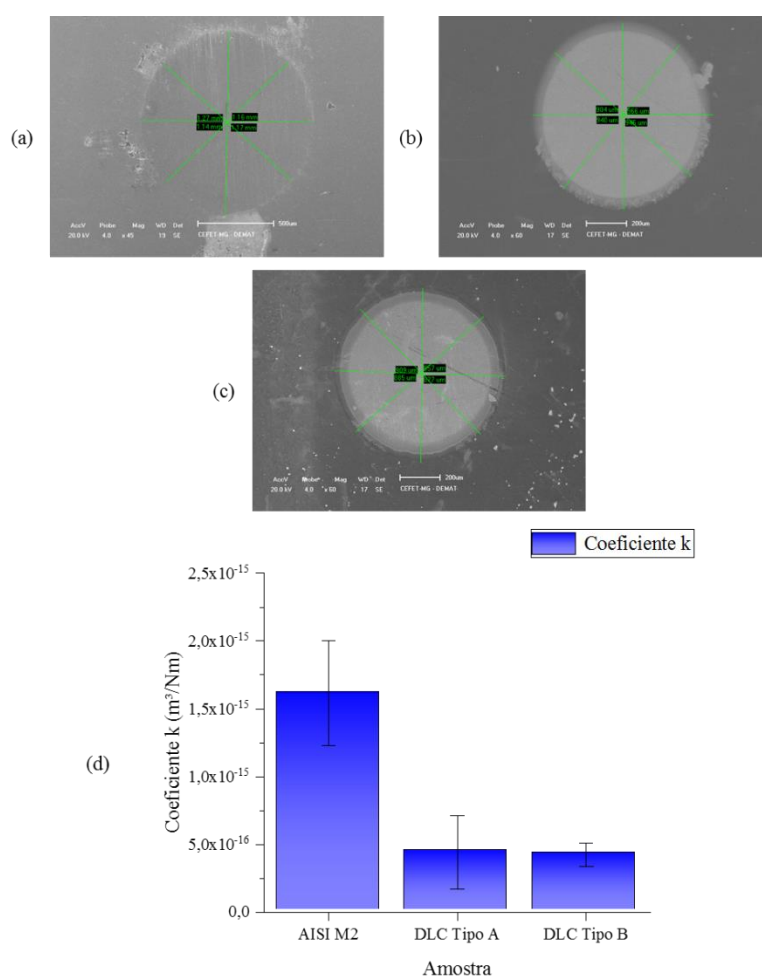


Figura 58: Ilustração das imagens das calotas de desgaste geradas nas amostras sem revestimento (a), com revestimento Tipo A (b), com revestimento Tipo B (c), e o coeficiente de desgaste médio calculado em função do diâmetro das calotas mensurado na SEM (d)

Fonte: Elaborado pelo Autor

Complementando a análise das calotas de desgaste, ampliações foram realizadas nas bordas para observar a presença das camadas constituintes dos filmes finos. Nessas regiões, a técnica de EDS foi aplicada. Na Figura 59 é observada uma fração da borda da calota gerada na amostra revestida com o DLC Tipo A, em que o ponto “pt.1” indica a presença da camada de carbono amorfo, contendo alto percentual atômico de carbono, seguido do cromo que pode ser um indicativo da camada subsequente. Isso se torna mais evidente ao observar que a intensidade de cromo é maior no ponto “pt.2”. É interessante notar que nessa imagem não foi possível identificar a camada de cromo por meio da diferença de tonalidade (ver Figura 56), mas acredita-se que o espectro EDS referente ao “pt.2” indique a existência dessa camada, mesmo sabendo-se de que o cromo também constitui a composição química do substrato.

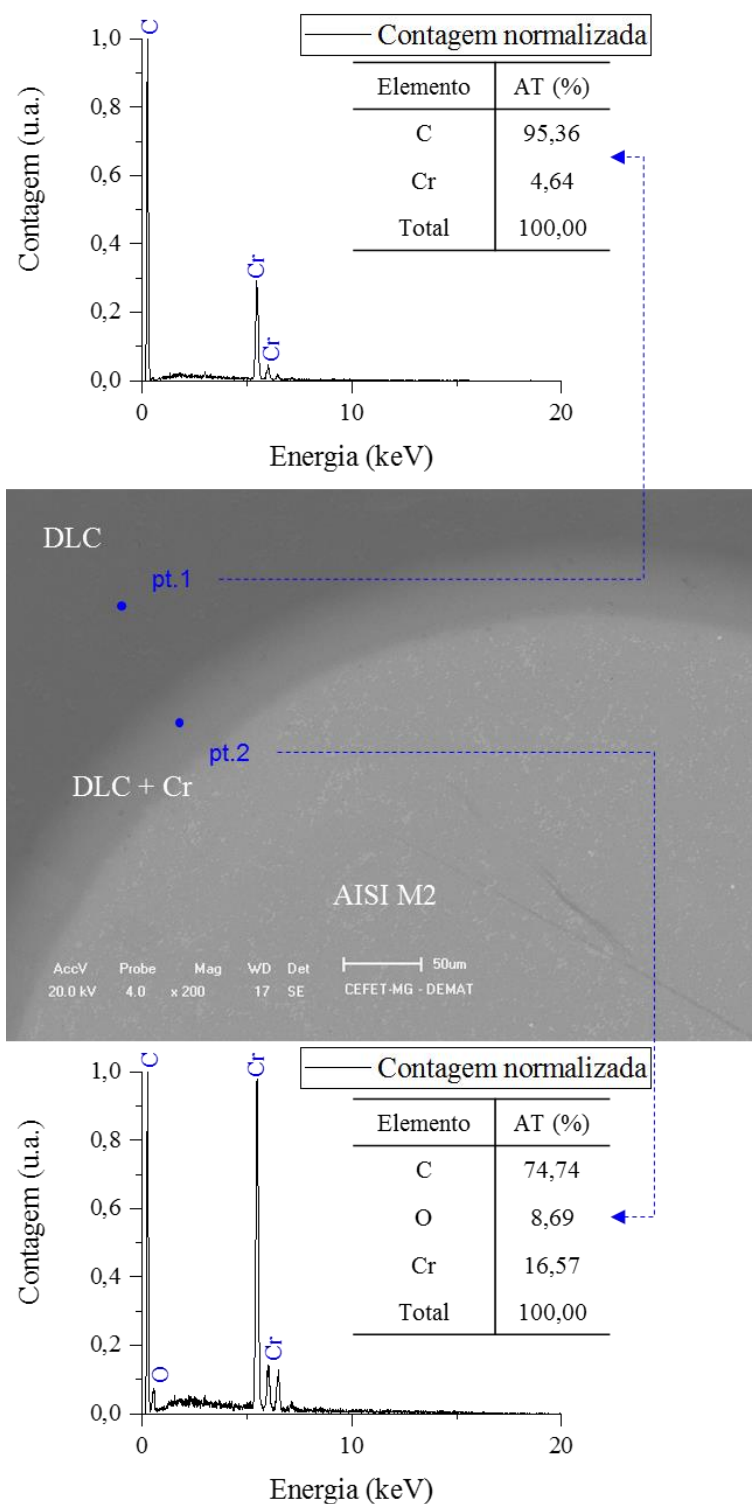


Figura 59: Ilustração da imagem ampliada da borda da calota de desgaste gerada na amostra revestida com o DLC Tipo A, incluindo a análise de sinais de elementos químicos (EDS)

Fonte: Elaborado pelo Autor

Ao analisar a borda da amostra revestida com o DLC Tipo B (Figura 60), foram identificadas as três camadas também observadas na Figura 57. O espectro EDS relativo ao ponto “pt.1” é similar ao apresentado na Figura 57, por isso foi omitido, mas confirma a existência da camada de carbono amorfo devido a intensidade dominante do carbono. Diferentemente do revestimento Tipo A, a camada intermediária de cromo foi identificada pela tonalidade mais clara e pela intensidade de cromo (AT = 61,27 %) no ponto “pt.2”. Em seguida, a análise EDS realizada no ponto “pt.3” detectou elementos que estão presentes na composição química do substrato (vanádio, cromo, manganês e ferro), mas os maiores percentuais atômicos de nitrogênio e de cromo são suficientes para indicar a presença da camada de CrN.

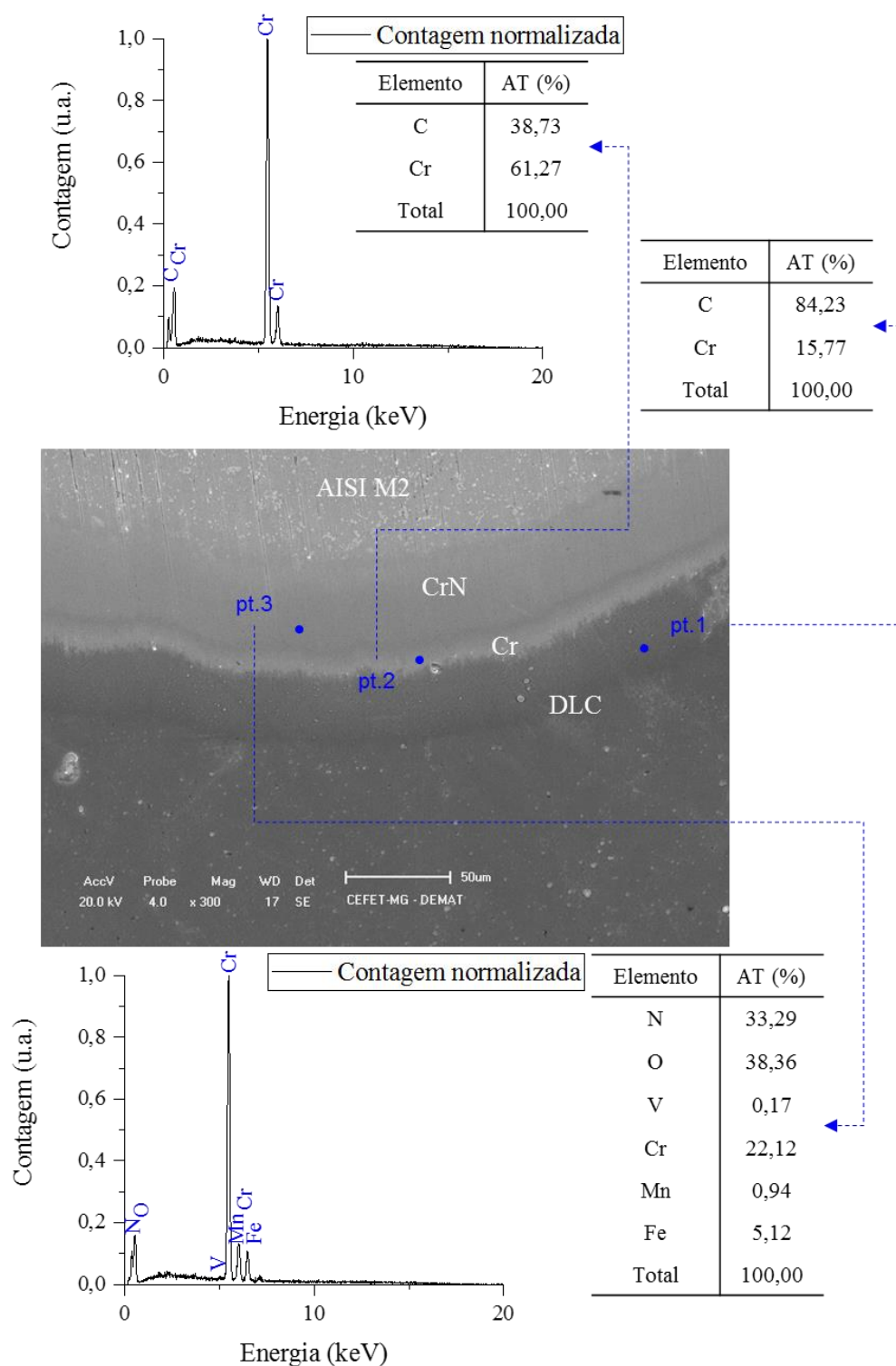


Figura 60: Ilustração da imagem ampliada da borda da calota de desgaste gerada na amostra revestida com o DLC Tipo B, incluindo a análise de sinais de elementos químicos (EDS)

Fonte: Elaborado pelo Autor

Na Figura 61, Figura 62 e Figura 63 são apresentadas algumas calotas de desgaste analisadas pela técnica de perfilometria. Os resultados são mais detalhados quando comparado à MEV (MARTINS et al., 2022; BAPTISTA et al., 2023). Mas as análises são complementares. Gee et al. (2002) observaram que os fatores observados aqui que afetam a precisão das medições: a dificuldade em resolver as bordas de crateras; o método de medição do tamanho da calota; o fato de que formas das calotas não são perfeitas durante os testes; e a teoria para análise dos resultados pode não ser apropriado para todos os materiais e condições de ensaio. Observa-se que a profundidade máxima das calotas foi de 11,1 μm , 5,82 μm e 6,15 μm , respectivamente para o aço-rápido (Figura 61), o revestimento Tipo A (Figura 62) e o revestimento Tipo B (Figura 63). Isso também indica o maior desgaste na amostra sem revestimento quando comparada com as amostras revestidas com o DLC (BAPTISTA et al., 2023).

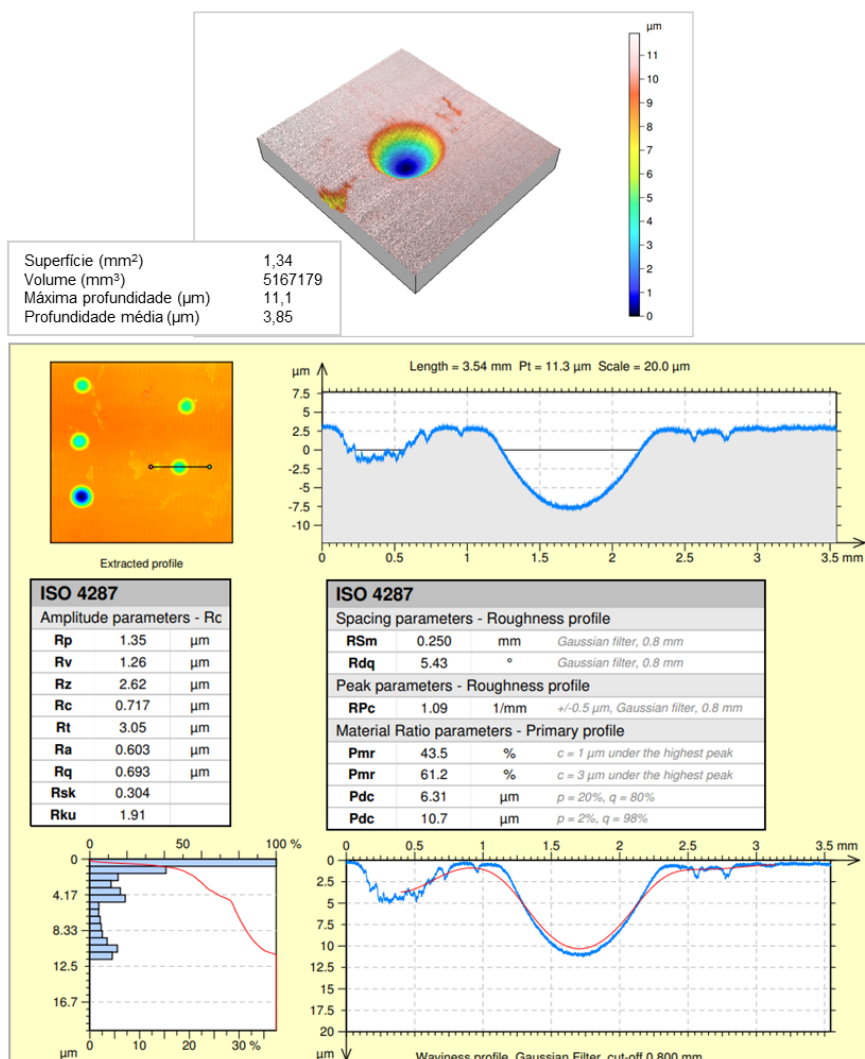


Figura 61: Análise em perfilometria das calotas sem revestimento DLC

Fonte: Elaborado pelo Autor

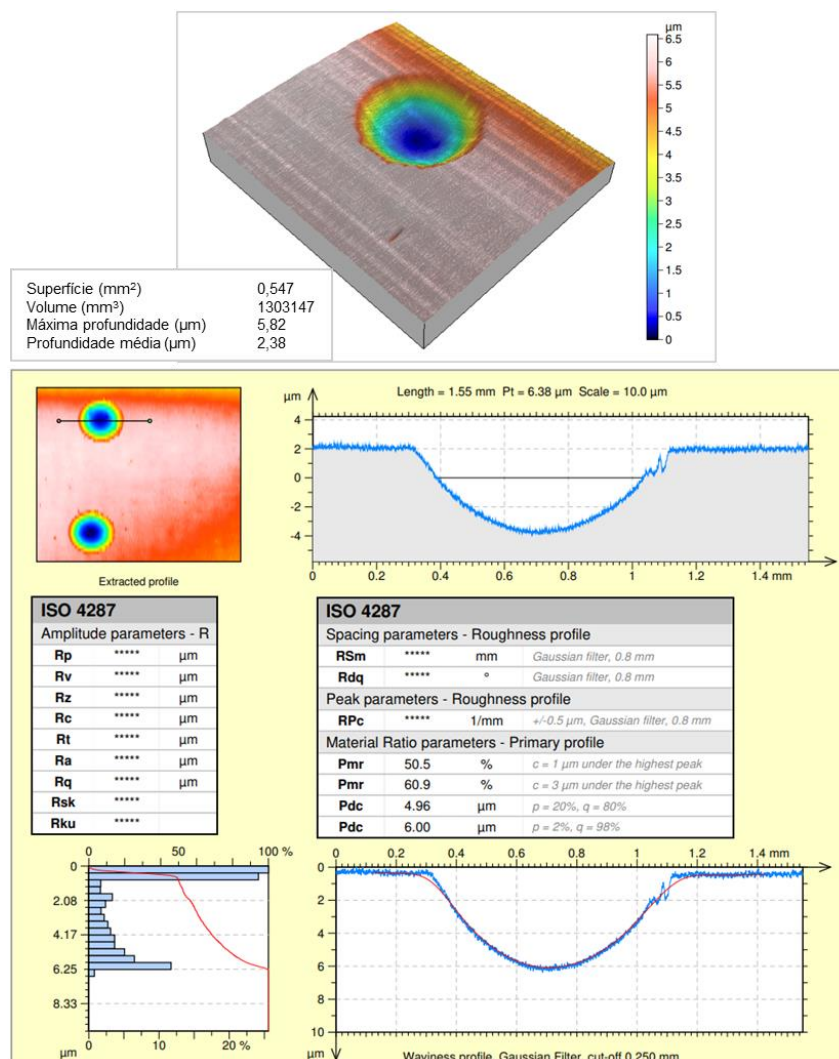


Figura 62: Análise em perfilometria das calotas do DLC Tipo A

Fonte: Elaborado pelo Autor

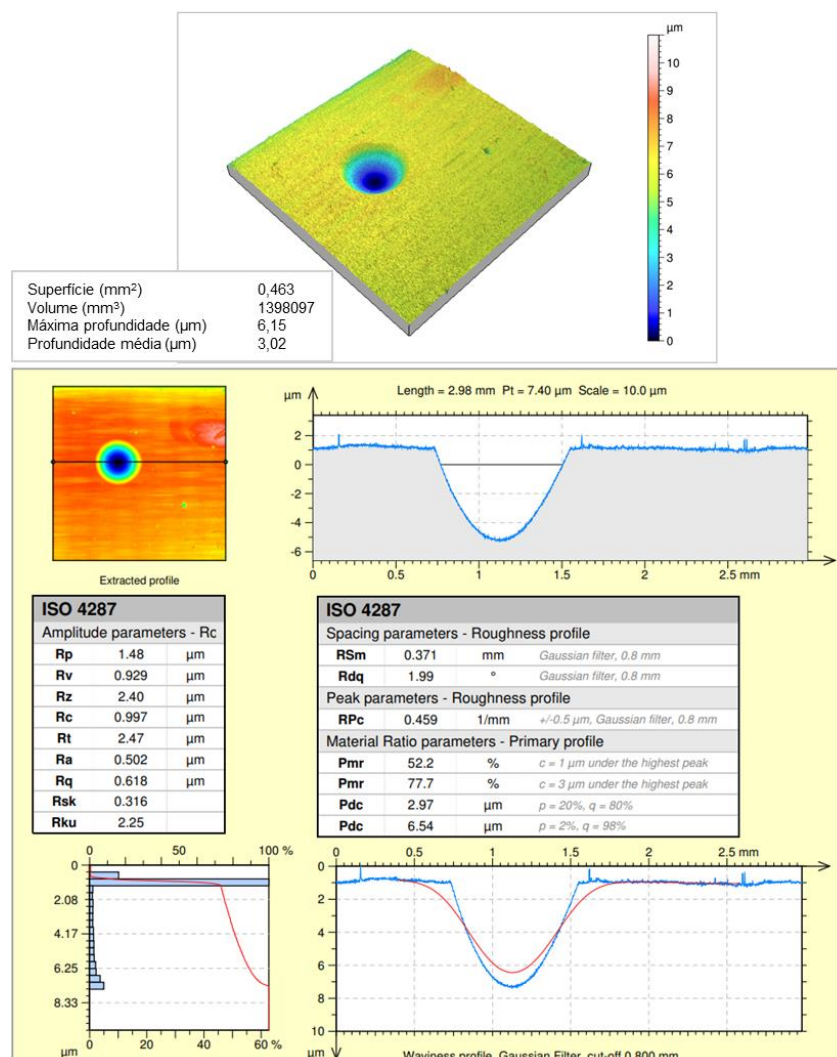


Figura 63: Análise em perfilometria das calotas do DLC Tipo B

Fonte: Elaborado pelo Autor

Martins et al. (2021), para pequenas distâncias de deslizamento, o aço AISI M2 apresentou maior resistência ao atrito. O fato do coeficiente de atrito do filme DLC ser inicialmente maior que ao do aço AISI M2 está ligado às tensões residuais inerentes do processo de deposição PVD do filme. Sabe-se que filmes finos duros aplicados pelo processo de PVD tem tensões residuais de compressão em torno de 0,5 a 1,5 GPa. Este efeito ocorre durante o resfriamento do conjunto filme/substrato que, devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica, cria uma tensão de compressão no revestimento. Essa tensão residual se soma à tensão exercida pela carga normal aplicada no ensaio gerando, inicialmente, uma força de atrito elevada.

Martins et al. (2022), avaliando-se dois pares tribológicos, para maiores distâncias de deslizamento, observou uma queda no coeficiente de atrito do par DLC

x Al que se mantém em média mais baixa do que o par HSS x Al (Pino de aço AISI M2 sem revestimento deslizando contra placa de Al-Si). Este fenômeno pode ser relacionado às ligações sp^2 presentes no filme DLC, cuja estrutura lamelar de grafite atua como lubrificante sólido.

5.3 Análise das superfícies geradas no processo de Usinagem

5.3.1 Análise do comportamento da superfície usinadas

Na Figura 64 (a), (b) e (c) é apresentado o comportamento da textura superficial avaliada através do R_a , R_z e R_q com o número de furos e com as variações com brocas com e sem o revestimento. Os parâmetros de superfície de rugosidade apresentam um comportamento similar ao longo dos furos usinados, o que pode estar relacionado com a natureza dos parâmetros: ambos avaliam o perfil com base na altura das asperezas (BA et al., 2022). Verificou-se que os valores médios e desvio padrão da broca sem revestimento no parâmetro de superfície R_a , R_z , e R_q , apresentaram maior dispersão nos furos (10, 12, 17, 21 e 24) quando comparados as ferramentas revestidas Tipo A e Tipo B. Percebe-se que essa variação afetou as condições do processo reduzindo a qualidade da superfície dos furos usinados (GÓMEZ-PARRA et al., 2013). Quando comparados os filmes finos, observou-se que os valores médios e de desvio padrão apresentaram menores variações. Outros autores aplicando as mesmas técnicas observaram que nas condições aplicadas a presença da adesão pode influenciar na variação da rugosidade.

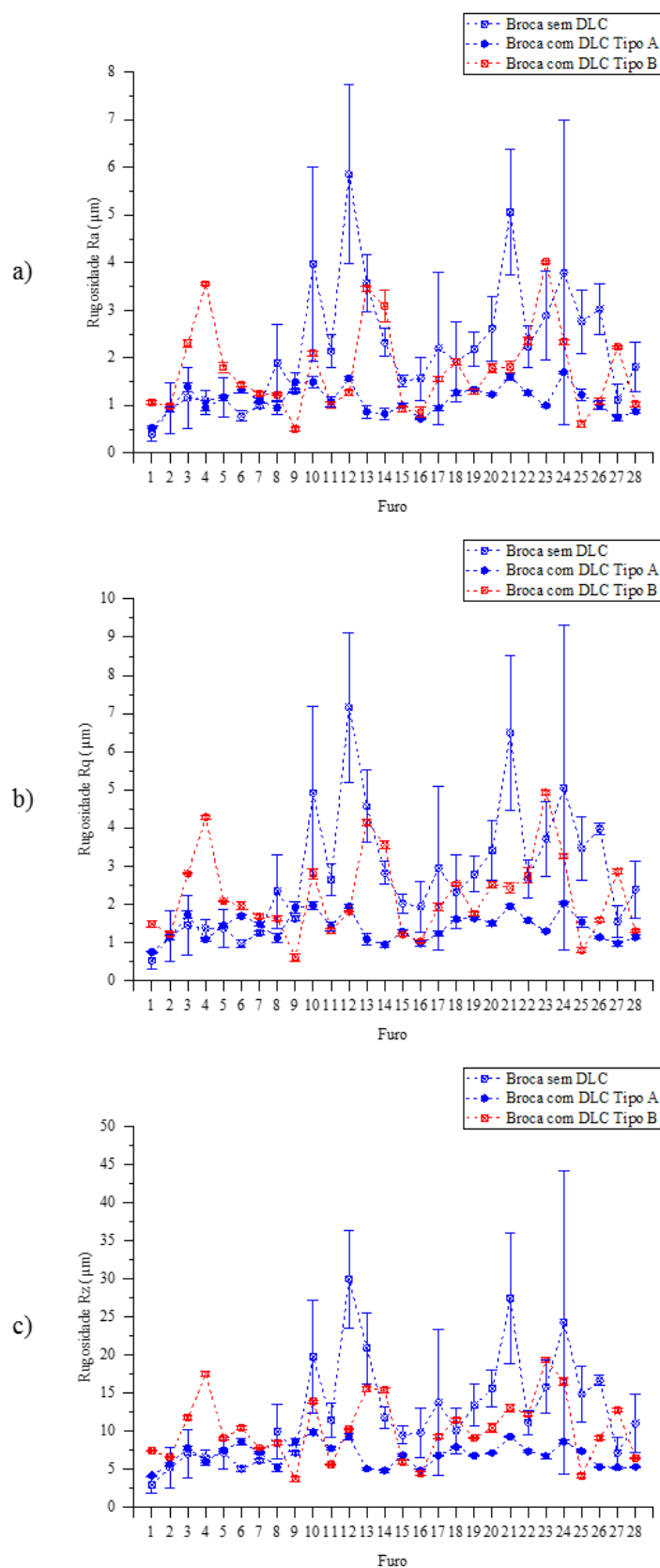


Figura 64: Análise das superfícies R_a (a), R_q (b) e R_z (c) geradas no processo de furação com brocas sem filmes finos e Tipo A e Tipo B

Fonte: Elaborado pelo Autor

A adesão é um mecanismo de desgaste comum associado à usinagem das ligas de alumínio. Inicia-se já nos primeiros instantes da usinagem, modificando a geometria da ferramenta na seguinte sequência: (1º) um filme fino de alumínio aderente à superfície de saída, denominado por Built-Up Layer (BUL) e (2º) formação de camadas sucessivas altamente aderentes que se concentram próximas à aresta de corte, originando assim a Built-Up Edge (BUE) (GÓMEZ-PARRA et al., 2013; RUIZ-GARCIA et al., 2019). A BUE é capaz de atuar como uma aresta de corte. Porém, sua geometria não é constante e em certos valores de espessura, pode deslocar da ferramenta. A aresta é então removida, transportando consigo alguns fragmentos da ferramenta. Logo em seguida, a superfície está exposta à formação de uma nova BUE. Como resultado, a rugosidade do furo pode apresentar heterogeneidades e a ferramenta sofre desgaste na superfície de saída (BARAKAT et al., 2019).

De acordo com Zitoune et al. (2010), a BUE ocorre com maior frequência em baixas velocidades de corte (abaixo de 25 m/min) devido a elevada pressão de contato na interface cavaco-ferramenta. Yaşar (2019) também cita que a rugosidade é inversamente proporcional à velocidade de corte devido ao efeito da temperatura. O atrito na interface de corte diminui devido à perda de resistência do material. Se a resistência ao corte diminui, espera-se então que a rugosidade seja melhor. No entanto, em seus resultados, o autor verificou uma relação contrária: a rugosidade aumentou com a velocidade de corte devido à formação de BUE. O autor afirmou que essa aresta arranha a superfície usinada.

Na aplicação dos parâmetros de superfície em processos de fabricação, as determinações técnicas comumente utilizadas são os parâmetros mencionados acima (BA et al., 2024). Esse estudo traz uma abordagem da aplicação dos parâmetros de assimetria e curtose, nesta avaliação aplicou-se os parâmetros R_{sk} e R_{ku} . Na Figura 65 (a e b) observa-se que os furos (7, 10, 15 e 19) apresentaram valores médios e de desvio padrão mais dispersos com a ferramenta sem revestimento em comparação às brocas revestidas com DLC Tipo A e Tipo B. De modo geral os valores de assimetria se concentram no domínio negativo, ou seja, com perfis de rugosidades mais predominantes em vales. Para as brocas com revestimento Tipo A os valores estão mais próximos de uma simetria igual a zero, ou seja, é um perfil de rugosidade com maior distribuição entre picos e vales (BA et al., 2022). Quando comparadas as brocas revestidas, observa-se que as brocas com revestimento Tipo A apresentou valores médios e de desvio padrão melhores ao Tipo B.

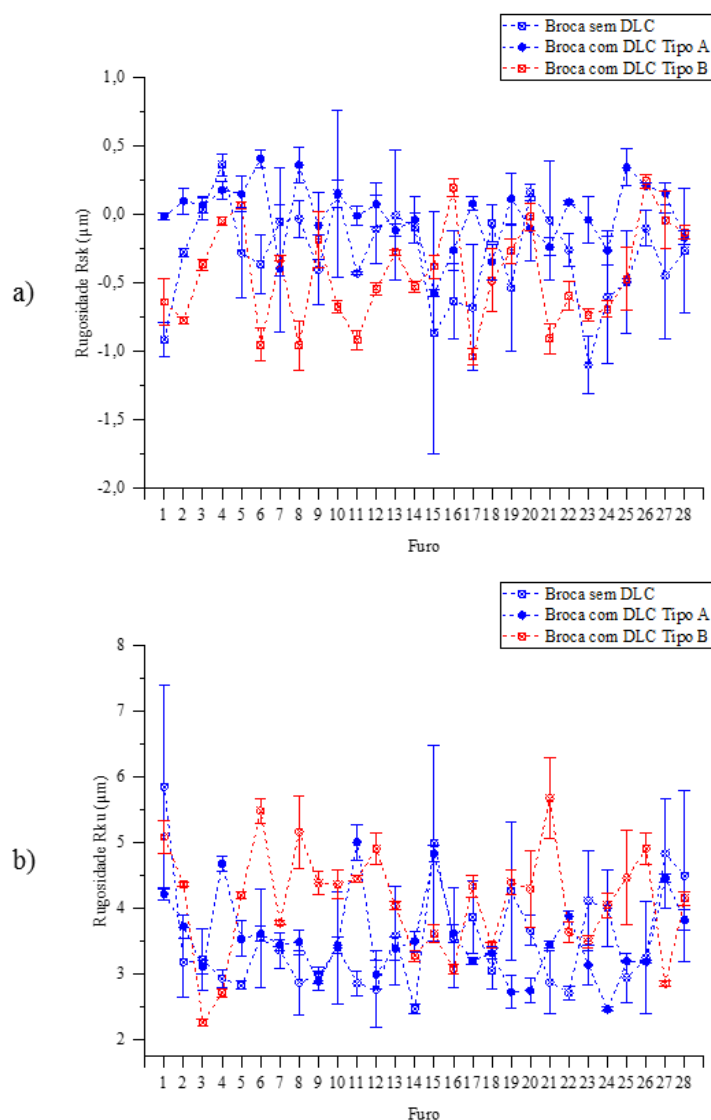


Figura 65: (a e b) Superfícies de assimetria (a) e curtose (b) avaliadas nos furos com brocas sem e com revestimento Tipo A e Tipo B

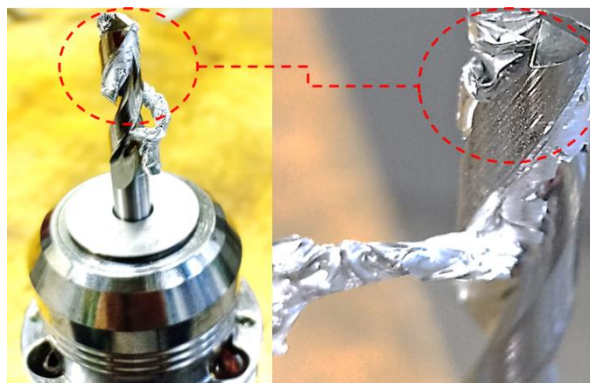
Fonte: Elaborado pelo Autor

Utilizando o DOE para investigar a rugosidade no torneamento, Horváth et al. (2015) apresentaram valores de assimetria resultantes da média aritmética de 12 medições. Em geral, R_{sk} variou entre aproximadamente -1 e 1, sendo que o desvio padrão também não foi apresentado. Da Silva et al. (2020) não utilizaram o DOE, porém apresentaram cada valor representativo com o seu desvio padrão. Nos resultados foram observadas assimetrias aproximadas a -0,8 e 0,3. Maruda et al. (2020) apresentaram resultados de assimetria próximos a -0,2, 0,0 e 0,2, respectivamente para os avanços de 0,085 mm/rot, 0,18 mm/rot e 0,28 mm/rot com velocidade de corte constante (200 m/min). O desvio padrão não foi informado.

Ba et al. (2024), observou no domínio experimental estudado que o perfil de rugosidade dos furos foi caracterizado por uma curtose acima do valor gaussiano ($R_{ku} = 3$), ou seja, predominam ambos picos e vales com extremidades pontiagudas. Horváth et al. (2015) encontraram a predominância de curtose abaixo de 3 no torneamento das ligas de alumínio-silício. Avaliando a influência do tipo de inserto de corte, das condições a seco e com fluido de corte e de diferentes velocidades de corte no torneamento do aço AISI 4340, Da Silva et al. (2020) também obtiveram valores de R_{ku} menores que 3. Por outro lado, Maruda et al. (2020) observaram que a usinagem a seco do aço AISI 1045 proporcionou os maiores resultados de curtose em comparação à aplicação de fluido de corte, aproximadamente entre 3,5 e 4,5. Os autores citaram que esses valores eram indicativos de defeitos superficiais.

5.3.2 *Análise do comportamento da adesão do Al-Mg-Si 6061-T6*

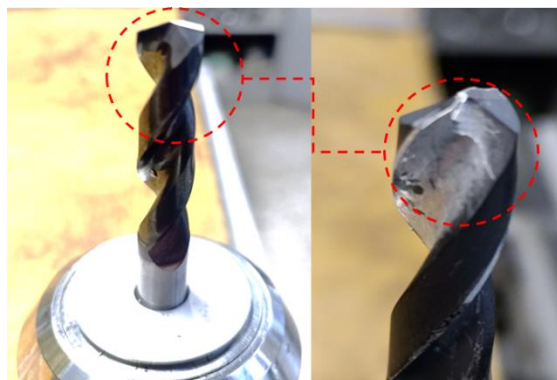
A Figura 66 (a e b) mostra a adesão do alumínio na aresta principal de corte. Observa-se que o cavaco não apresentou um escoamento regular para broca sem revestimento. Para as brocas com revestimento Tipo A e Tipo B a fluidez do cavaco se mostrou melhor. Nas análises dos parâmetros de superfície R_a , R_z , R_q e R_{sk} e R_{ku} foi observado variações entre os valores médios de desvio padrão, o que corrobora com o fenômeno apresentado nas Figuras (66 a, b e c). De acordo com Ba et al. (2024), esse resultado pode indicar um aspecto importante da usinagem a seco: o grande desafio de combater o mecanismo de desgaste adesivo. Al-Tameemi et al. (2021) também observaram a predominância do mecanismo adesivo de alumínio (liga Al6061-T651) em brocas de metal duro revestidas com nitreto de titânio e seus derivados. De acordo com os autores, esse mecanismo surgiu por consequência da alta temperatura existente na interface cavaco-ferramenta durante a usinagem a seco. A adesão se agrava na furação a seco de ligas de alumínio à medida que se aumentam a profundidade e a quantidade de furos (BURANSKÁ e BURANSKÝ, 2018). O uso de filmes finos de DLC é recomendado para amenizar o desgaste nessas condições (RIVERO et al., 2006).



a) Adesão na aresta de corte broca sem revestimento



b) Adesão na aresta de corte com revestimento Tipo A



c) Adesão na aresta de corte com revestimento Tipo B

Figura 66: Análise da adesão do Alumínio na aresta de corte das brocas revestidas

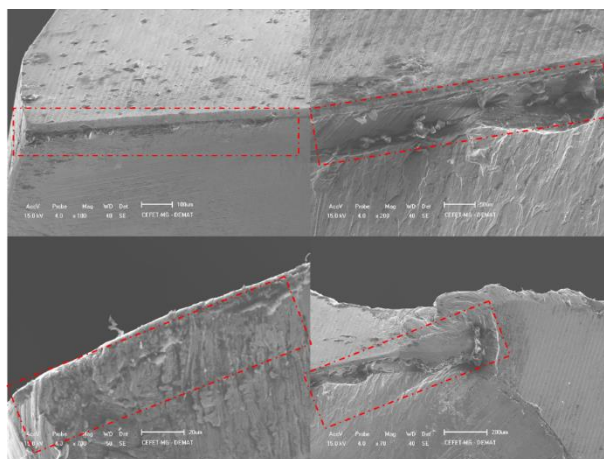
Fonte: Elaborado pelo Autor

Na Figura 67 (a e b) são apresentadas imagens das ferramentas de corte analisadas em MEV, focando a adesão no flanco primário e na aresta principal. Percebe-se que o filme apresentou uma boa fluidez para cavaco, ou seja, a presença efetiva do alumínio nas brocas revestidas foi menor quando comparada a broca sem revestimento. O fenômeno da adesão ocorreu com frequência, o que não caracteriza

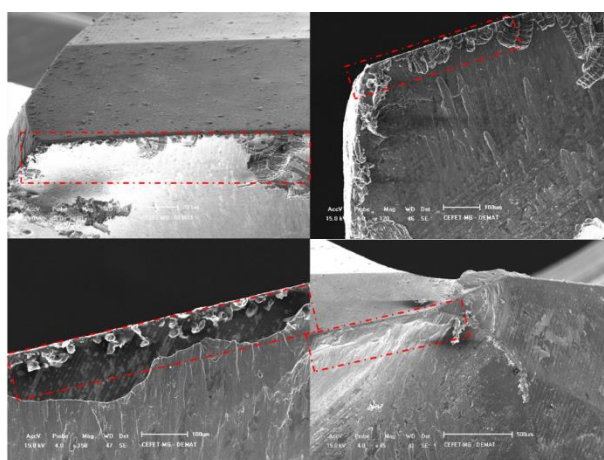
a existência do desgaste sobre as arestas de corte. Já no estudo de Grigoriev et al. (2022), a performance do DLC a-C: H foi comparada com ferramentas sem revestimento e outras revestidas em multicamadas TiN-AlN-TiAlN. Em relação à previsão de vida útil das ferramentas, com velocidade de corte de 200 m/min, o tempo necessário para atingir o desgaste de flanco crítico foi 1,5 e 1,3 vezes maior na presença do DLC em comparação com as ferramentas sem revestimento e com o TiN-AlN-TiAlN, respectivamente.

Popescu et al. (2017) estudaram o uso de filmes de nano carbono como proteção ao desgaste de brocas helicoidais convencionais de aço-rápido. Camadas finas de DLC com aproximadamente 100nm de espessura foram depositadas em diferentes condições. Para comparação, o estudo se dispôs também de brocas não revestidas. Após a usinagem, amostras das ferramentas foram estudadas por microscopia. Como resultado, as amostras revestidas apresentaram menos defeitos morfológicos após furar as chapas de aço inoxidável e de aço AISI 572.

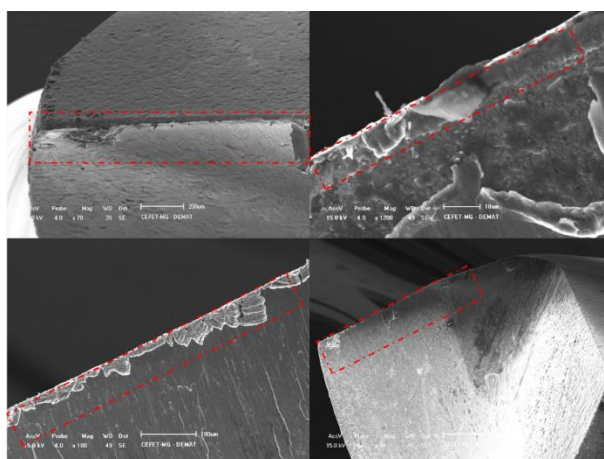
Bhowmick et al. (2015) comentaram que filmes finos de TiN, TiCN, e TiAlN não apresentaram bons resultados em estudos tribológicos a seco envolvendo materiais não-ferrosos como as ligas de alumínio contendo silício. Os resultados foram justificados pela adesão de material. Por outro lado, quando o DLC foi utilizado, esse mecanismo de desgaste foi reduzido. De acordo com Ghosh et al. (2015), em um sistema tribológico o revestimento DLC atua como um lubrificante sólido por meio de uma camada de grafite que é formada na superfície revestida, e, portanto, na interface de contato. Assim, há um deslizamento mais suave entre as superfícies de contato, resultando em menor coeficiente de atrito e desgaste.



a) Adesão na aresta de corte sem revestimento



b) Adesão na aresta de corte com revestimento Tipo A



c) Adesão na aresta de corte com revestimento Tipo B

Figura 67: Análise em MEV da aresta de corte com revestimento DLC

Fonte: Elaborado pelo Autor

6 CONCLUSÃO

O estudo teve como objetivo a caracterização de brocas AISI M2 sem filmes e com DLC Tipo A e Tipo B substrato de aço rápido com um filme fino de DLC Tipo B e Tipo B depositado em corpos de provas nas brocas foram submetidas as condições de ensaios mecânicos (Indentação, Calotes) e o processo de usinagem para avaliar as condições da camada intermediária e filme fino de DLC e para as condições físicas e químicas, aplicou-se as técnicas MEV, AFM e Raman para avaliar as condições do DLC Tipo A e Tipo B.

As seguintes conclusões podem ser observadas para o estudo realizado:

1. A análise química da liga Al-Mg-Si 6061-T6 apresentou elementos químicos em conformidade às suas respectivas faixas percentuais em peso, o que valida as condições especificadas em norma;
2. Na composição química do aço-rápido AISI M2 foram identificados, dentre outros, elementos de liga como o cromo, molibdênio, vanádio e tungstênio, que são importantes para aplicação em ferramentas de corte;
3. Observando a superfície de saída das ferramentas de corte, antes e após a deposição dos filmes finos, notou-se alterações na textura superficial. Primeiramente, as marcas de avanço do processo de acabamento, ainda observada na ferramenta revestida com o DLC Tipo A, foram totalmente cobertas quando aplicado o revestimento Tipo B. Em segundo, foi sugerida uma hipótese relacionada à orientação das marcas de avanço presentes nas ferramentas sem revestimento e com o revestimento Tipo A, em que poderia proporcionar um menor coeficiente de atrito e uma maior capacidade de retenção de lubrificante e/ou partículas, devido a área de contato ser menor área e intermitente quando comparada à superfície porosa do revestimento Tipo B.
4. Na análise de DRX, foram identificados picos de difração centralizados em aproximadamente 44° e 35° que podem ser correspondentes à presença de carbono (grafite) nos planos (103) e (002), respectivamente. Mas de modo geral, essa análise detectou as fases presentes no substrato: ferrita e carbonetos.

5. A técnica de AFM possibilitou identificar algumas características da textura superficial dos filmes finos. O DLC Tipo B apresentou medidas de rugosidade menores quando comparadas a amostra DLC Tipo A, para todas as escalas de varredura avaliadas;
6. Ao analisar a seção transversal das amostras revestidas, verificou-se que ambos os filmes finos apresentaram camadas densas e livres de inclusões e de porosidade. A presença da camada de cromo foi identificada nos dois filmes finos, cuja finalidade é de melhorar a adesão do DLC ao substrato de aço-rápido. A espessura total do filme Tipo B foi aproximadamente duas vezes maior do que a espessura do filme Tipo A. Ambas as camadas de DLC possuem espessura média próxima a $1\text{ }\mu\text{m}$ e, de acordo com os resultados da análise Raman, são similares: classe a-C:H, contendo entre 32 % e 33 % de hibridizações sp^3 e 25 % a 26 % de hidrogênio.
7. No ensaio de adesão, verificou-se que ambos os filmes finos apresentaram classes aceitáveis de qualidade. Por meio da microscopia eletrônica de varredura, foram observadas pequenas regiões de deslocamento não contínuas e a presença de trincas. Nas análises de EDS, os sinais foram predominantes em carbono, cromo e nitrogênio, ou seja, indicando a presença das camadas constituintes dos filmes finos. A partir disso, foram atribuídas as classes aceitáveis HF2 e HF1 para os filmes finos Tipo A e Tipo B, respectivamente.
8. Após analisar as calotas geradas nos ensaios de desgaste microabrasivo, os coeficientes de desgaste foram calculados em $1,6 \times 10^{-15} \pm 3,9 \times 10^{-16} \text{ m}^3/\text{Nm}$, $4,4 \times 10^{-16} \pm 2,7 \times 10^{-16} \text{ m}^3/\text{Nm}$ e $4,2 \times 10^{-16} \pm 8,5 \times 10^{-17} \text{ m}^3/\text{Nm}$, respectivamente para o aço-rápido AISI M2, o AISI M2 revestido com o DLC Tipo A e o AISI M2 revestido com o DLC Tipo B. Quando comparado ao substrato, a deposição do DLC proporcionou uma diferença percentual de 63 % na resistência ao desgaste microabrasivo. Mas os resultados similares obtidos entre os dois filmes finos podem indicar de que a camada primária de CrN não proporciona benefícios para essa condição de desgaste.;
9. Nos ensaios de usinagem em corpos de prova bipartidos, verificou-se que os valores médios e de desvio padrão obtidos com a broca sem revestimento, nos parâmetros R_a , R_z , e R_q , apresentaram maior dispersão nos furos (10, 12, 17, 21 e 24) quando comparados às ferramentas revestidas. Entre os filmes finos,

foram observados resultados mais consistentes com a ferramenta revestida com o DLC Tipo A;

10. Após a usinagem de 1000 furos, observou-se que o cavaco não teve um escoamento regular quando utilizada a broca sem revestimento. Por outro lado, com as brocas revestidas a fluidez do cavaco se mostrou melhor. Verificando o nível de adesão no flanco da aresta principal de corte nas brocas, verificou-se que os filmes finos proporcionaram melhor escorregamento para cavaco, ou seja, a presença efetiva do alumínio nas brocas revestidas foi menor quando comparada com a broca sem revestimento.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABAL: **Associação Brasileira do Alumínio. Fundamentos do alumínio e suas aplicações.** São Paulo: ABAL, 2004.

Abdukahhorov Z. **Influence carbide forming element on mechanical characteristic by steels**, 2024, p. 030102.

ABEDFAR, A.; SADEGHI, A. (2019). Response surface methodology for investigating the effects of sourdough fermentation conditions on Iranian cup bread properties. **Heliyon**. vol. 5, e02608.

ABU-MAHFOUZ, I.; RAHMAN, AHM.E.; BANERJEE, A. Surface Roughness Prediction in Turning Using Three Artificial. **Procedia Computer Science**. vol. 140, p. 258-267, 2018.

AJAMI, A.; MIRZADEH, H.; NAJAFI, M. Tempering of Cold-Rolled Martensite in Mild Steel and Elucidating the Effects of Alloying Elements. **Journal of Materials Engineering and Performance**. vol. 29, n. 2, p. 858-865, 2020.

ALMEIDA, L.S.; SOUZA, A.R.M.; COSTA, L.H.; RANGEL, E.C.; MANFRINATO, M.D.; ROSSINO, L.S. Effect of nitrogen in the properties of diamond-like carbon (DLC) coating on Ti6Al4V substrate. **Materials Research Express**. vol. 7, n. 6, p. 065601, 2020.

AL-TAMEEMI, H.A.; AL-DULAIMI, T.; AWE, M.O.; SHARMA, S.; PIMENOV, D.Y.; KOKLU, U.; GIASIN, K. Evaluation of cutting-tool coating on the surface roughness and hole dimensional tolerances during drilling of Al6061-T651 alloy. **Materials**. vol. 14, n. 7, p. 1783, 2021.

AMINI, S.; ALINAGHIAN, I.; LOTFI, M.; TEIMOURI, R.; ALINAGHIAN, M. Modified drilling process of AISI 1045 steel: A hybrid optimization. **Engineering Science and Technology, an International Journal**. vol. 20, p. 1653-1661, 2017.

ANNIGERI, U.K.; CHARAN, M.; SAI, M.V.; CHARAN, T.R.; SAI, L.R. Effect of turning parameters on Al6351 T6 by using Design of Experiments. **IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.** vol. 149, p. 1-7, 2016.

ASM, Handbook Committee. **Surface Engineering**. vol. 5. United States of America: ASM International, 1998.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. ABNT **NBR ISO 3685**: Ensaio de vida da ferramenta de ponta única para torneamento. Rio de Janeiro: ABNT 2017.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR NM 116-1**: Aços-rápido - Parte 1: Classificação, designação e composição química. São Paulo, 2005.

AVCI, S.; SOYUSİNMEZ, T.; ERTUĞRUL, O. EFFECTS OF DIFFERENT CRYOGENIC TREATMENTS ON DRILLING PERFORMANCE OF HSS DRILLS. **ESKİŞEHİR TECHNICAL UNIVERSITY JOURNAL OF SCIENCE AND TECHNOLOGY A- APPLIED SCIENCES AND ENGINEERING**. vol. 21, n. 1, p. 223-237, 2020.

BA, E.C.T. **ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DO AVANÇO E DA VELOCIDADE DE CORTE NO PROCESSO DE FURAÇÃO SOBRE OS PARÂMETROS DE ASSIMETRIA (R_{sk}) E CURTOSE (R_{ku}) NA CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL UTILIZANDO BROCAS DE AÇO-RÁPIDO COM E SEM REVESTIMENTO DLC (DIAMOND-LIKE CARBON)**. Dissertação (Mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2022.

BA, Elhadji Cheikh Talibouya; DUMONT, Marcello Rosa; MARTINS, Paulo Sérgio; PINHEIRO, Bárbara da Silva; CRUZ, Matheus Philippe Martins da; BARBOSA, Jorge Wanderson. Deconvolution process approach in Raman spectra of DLC coating to determine the sp^3 hybridization content using the ID/IG ratio in relation to the quantification determined by X-ray photoelectron spectroscopy. **Diamond And Related Materials**, [S.L.], v. 122, p. 108818, fev. 2022.

BA, Elhadji Cheikh Talibouya; MARTINS, Paulo Sérgio; SANTOS, Carlos Eduardo dos; MAIA, Luis Henrique Andrade; BARBOSA, Jorge Wanderson; DUMONT, Marcello Rosa. Study of the behavior of skewness (R_{sk}) and kurtosis (R_{ku}) parameters in the dry drilling process of Al-Mg-Si alloy 6351 T6 using a Diamond-Like Carbon coated high-speed steel tool. **Tribology International**, [S.L.], v. 191, p. 109149, mar. 2024.

BAGCI, E.; OZCELIK, B. Analysis of temperature changes on the twist drill under different drilling conditions based on Taguchi method during dry drilling of Al 7075-T651. **Int J Adv Manuf Technol**. vol. 29, p. 629-636, 2006.

BAPTISTA, Andresa; PINTO, Gustavo F.; SOUSA, Vitor F. C.; SILVA, Francisco J. G.; FERNANDES, Filipe. Study on the Micro-Abrasion Wear Behavior of PVD Hard Coating under Different SiC Abrasive Particles/Distilled Water Ratios. **Materials**, [S.L.], v. 16, n. 8, p. 2939, 7 abr. 2023.

BARAKAT, H.; ZEDAN, Y.; SAMUEL, A.M.; DOTY, H.W.; VALTIERRA, S.; SAMUEL, F.H. Effect of metallurgical parameters on the drilling and tapping characteristics of aluminum cast alloys. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. vol. 105, p. 1357-1370, 2019.

BARBA, Eneko; CLAVER, Adrián; MONTALÀ, Francesc; PALACIO, José F.; LUIS-PÉREZ, Carmelo J.; SALA, Neus; COLOMINAS, Carles; GARCÍA, José Antonio. Study of the Industrial Application of Diamond-Like Carbon Coatings Deposited on Advanced Tool Steels. **Coatings**, [S.L.], v. 14, n. 2, p. 159, 25 jan. 2024.

BEWILOGUA, K.; HOFMANN, D. History of diamond-like carbon films — From first experiments to worldwide applications. **Surface & Coatings Technology**. vol. 242, p. 214-225.

BHOWMICK, S.; BANERJI, A.; ALPAS, A.T. Tribological behavior of Al–6.5%, –12%, –18.5% Si alloys during machining using CVD diamond and DLC coated tools. **Surface & Coatings Technology**. vol. 284, p. 353-364, 2015.

BLANCO, D.; RUBIO, E.M.; MARÍN, M.M.; DAVIM, J.P. Repairing Hybrid Mg–Al–Mg Components Using Sustainable Cooling Systems. **Materials**. vol. 13, p. 1-22, 2020.

BOEIRA, Carla Daniela. **Comparação entre diferentes intercamadas contendo silício para adesão de filmes de DLC sobre substrato de aço AISI 4140**. 2016. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2016.

BREITKREITZ, M.C.; SOUZA, A.M.; POPPI, R.J. EXPERIMENTO DIDÁTICO DE QUIMIOMETRIA PARA PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS: AVALIAÇÃO DAS

CONDIÇÕES EXPERIMENTAIS NA DETERMINAÇÃO ESPECTROFOTOMÉTRICA DE FERRO II COM o-FENANTROLINA. UM TUTORIAL, PARTE III. **Quim. Nova.** vol. 37, n. 3, p. 564-573, 2014.

BRZEZINKA, T.L.; RAO, J.; PAIVA, J.M.; KOHLSCHEEN, J.; FOX-RABINOVICH, G.S.; VELDHUIS, S.C.; ENDRINO, J.L. DLC and DLC-WS₂ Coatings for Machining of Aluminium Alloys. **Coatings.** vol. 9, p. 1-15, 2019.

BULL, S. J. Failure modes in scratch adhesion testing. **Surface and coat Technol.** vol. 50, p. 25-32, 1991.

BULL, S.J.. Failure mode maps in the thin film scratch adhesion test. **Tribology International**, [S.L.], v. 30, n. 7, p. 491-498, jul. 1997.

BUNSHAH, R.F. **Handbook of hard coatings**, William Andrew, New York 2001.

BURANSKÁ, E.; BURANSKÝ, I. CUTTING ENVIRONMENT IMPACT ON THE ALUMINIUM ALLOY MACHINING (DFA). **Proceedings of the 29th DAAAM International Symposium.** vol. 166, p. 1158-1163, 2018.

CABIBBO, M.; SANTECCHIA, E.; MENGUCCI, P.; BELLEZZE, T.; VICERÉ, A. The role of cryogenic dipping prior to ECAP in the microstructure, secondary-phase precipitation, mechanical properties and corrosion resistance of AA6012 (Al-Mg-Si-Pb). **Materials Science & Engineering A.** vol. 716, p. 107-119, 2018.

CASIRAGHI, C.; FERRARI, A.; ROBERTSON, J. Raman **spectroscopy of hydrogenated amorphous carbons**. *Physical Review B*, v. 72, n. 8, p. 085401.1-085401.14, 2005.

CASTILLO, W.J.G. **FURAÇÃO PROFUNDA DE FERRO FUNDIDO CINZENTO GG25 COM BROCAS DE METAL-DURO COM CANAIS RETOS**. Dissertação (mestrado) - UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA. Florianópolis, 2005.

CASTORANI, V.; LANDI, D.; GERMANI, M. Determination of the optimal configuration of energy recovery ventilator through virtual prototyping and DoE techniques. **Procedia CIRP.** vol. 50, p. 52-57, 2016.

CEMIN, F.; BOEIRA, C.D.; FIGUEROA, C.A. On the understanding of the siliconcontaining adhesion interlayer in DLC deposited on steel. **Tribology International**. vol. 94, p. 464–469, 2016.

CHANG, R.; COLLEGE, W. **Química**. 53500: McGraw-Hill/Interamericana Editores, 2002.

CHANG, Yujie; ZHAO, Fei; RAN, Jingjun; GAN, Luoyi; ZHAO, Feng. Numerical simulation of thermal behavior and analysis of microstructure evolution during laser melting deposition of M2 high-speed steel powder. **Vacuum**, [S.L.], v. 224, p. 113188, jun. 2024.

CHEN, Nan; CHEN, Long-Wei; TENG, Hao; LI, Zhi-You; YUAN, Tie-Chui. A modified M2 high-speed steel enhanced by in-situ synthesized core-shell MC carbides. **Journal Of Central South University**, [S.L.], v. 31, n. 1, p. 84-100, jan. 2024.

CHETAN; GHOSH, S.; RAO, P.V. Application of sustainable techniques in metal cutting for enhanced machinability: a review. **Journal of Cleaner Production**. vol. 100, p. 17-34, 2015.

COLPAERT, H.; DA COSTA, A.L.V. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2008.

CONTRERAS, S. **Reacciones Químicas**. 2004.

COSTA, K.O. **OTIMIZAÇÃO DAS CONDIÇÕES DE CULTIVO DO FUNGO ENDOFÍTICO PHOMOPSIS SP. EXTRAÍDO DA BAUHINIA VARIEGATA PARA PRODUÇÃO DE METABÓLITOS SECUNDÁRIOS COM ATIVIDADE ANTIOXIDANTE**. Dissertação (mestrado) - Universidade de Brasília. Brasília, 2016.

CZYZNIEWSKI, A. Optimising deposition parameters of W-DLC coatings for tool materials of high speed steel and cemented carbide. **Vacuum**, v. 86, p. 2140- 2147, 2012.

DA SILVA, L.R.; COUTO, D.A.; DOS SANTO, F.V.; DUARTE, F.J.; MAZZARO, R.S.; VELOSO, G.V. Evaluation of machined surface of the hardened AISI 4340 steel through roughness and residual stress parameters in turning and grinding. **The**

International Journal of Advanced Manufacturing Technology. vol. 107, n. 1, p. 791-803, 2020.

DALIBON, Eugenia L.; BRÜHL, Sonia P.; TRAVA-AIROLDI, Vladimir J.; ESCALADA, Lisandro; SIMISON, Silvia N.. Hard DLC coating deposited over nitrided martensitic stainless steel: analysis of adhesion and corrosion resistance. **Journal Of Materials Research**, [S.L.], v. 31, n. 22, p. 3549-3556, 20 out. 2016. Springer Science and Business Media LLC.

DANELON, Miguel Rubira; ALMEIDA, Larissa Solano de; MANFRINATO, Marcos Dorigão; ROSSINO, Luciana Sgarbi. Study of the influence of a gradient gas flow as an alternative to improve the adhesion of Diamond-Like Carbon film in the wear and corrosion resistance on the nitrided AISI 4340 steel. **Surfaces And Interfaces**, [S.L.], v. 36, p. 102352, fev. 2023.

DEAN, A.; VOSS, D.; DRAGULJIĆ, D. **Design and Analysis of Experiments**. 2. ed. Switzerland: Springer International Publishing AG, 2017.

DINIZ, A.E.; MARCONES, F.C.; COPPINI, N.L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. São Paulo: Artliber Editora Ltda, 2013.

DRUMOND, R.M. **AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE FURAÇÃO EM LIGAS AL-MG-SI 6061-T6 UTILIZANDO BROCAS DE AÇO RÁPIDO AISI M-35 RETIFICADAS E REVESTIDAS COM DLC - DIAMOND-LIKE CARBON**. Dissertação (Mestrado). Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2021.

DZIERWA, A. Influence of surface preparation on surface topography and tribological behaviours. **archives of civil and mechanical engineering**. vol. 17, p. 502-510, 2017.

EGELS, G.; WULBIETER, N.; WEBER, S.; THEISEN, W. A Computational Approach to the Microstructural Design of High-Speed Steels. **steel research int**. vol. 91, n. 5, p. 1-7, 2020.

ERDEMIR, A.; DONNET, D. Tribology of diamond-like carbon films: recent progress and future prospects. **JOURNAL OF PHYSICS D: APPLIED PHYSICS**, vol. 39, p. 311–327, 2006.

Eroglu, Abdullah. *Propagação de ondas e radiação em meios girotrópicos e anisotrópicos*. Springer Science & Business Media, 2010.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION. **DD ENV 1071: Advanced technical ceramics**. Methods of test for ceramic coatings. Brusseis: DIN, 2001.

FAN, Xiaoqiang; XUE, Qunji; WANG, Liping. Carbon-based solid-liquid lubricating coatings for space applications-A review. *Friction*, [S.L.], v. 3, n. 3, p. 191-207, 4 maio 2015.

FERNANDES, Gustavo H.N, Guilherme H.F. Lopes, Lucas M.Q. Barbosa, Paulo S. Martins, Álisson R. Machado, **WEAR MECHANISMS OF DIAMOND-LIKE CARBON COATED TOOLS IN TAPPING OF AA6351 T6 ALUMINIUM ALLOY**, *Procedia Manufacturing*, Volume 53, 2021.

FERNANDES, Gustavo HN et al. Wear mechanisms of diamond-like carbon coated tools in tapping of AA6351 T6 aluminium alloy. **Procedia Manufacturing**, v. 53, p. 293-298, 2021.

FAN, Xiaoqiang; XUE, Qunji; WANG, Liping. Carbon-based solid-liquid lubricating coatings for space applications-A review. *Friction*, [S.L.], v. 3, n. 3, p. 191-207, 4 maio 2015.

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. São Paulo: Edgar Blucher, 2006.

Ferrari AC, Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon. **Phys Rev B**, 2000.

FERRARI, A. C. Determination of bonding in diamond-like carbon by raman spectroscopy. **Diamond and Related Materials**. vol. 11, n. 3, p. 1053–1061, 2002.

FERRARI, A.; ROBERTSON, J. Origin of the 1 1 5 0- cm- 1 raman mode in nanocrystalline diamond. **Physical Review B, APS**. vol. 63, n. 12, p. 121405, 2001.

GARCIA, R.; PÉREZ, R. Dynamic atomic force microscopy methods. **Surface Science Reports**. vol. 47, n. 6–8, p. 197-301, 2002.

Gee, M G; Gant, A; Hutchings, I*; Bethke, R*; Schiffman, K*; Van Acker, K*; Poulat, S*; Gachon, Y*; von Stebut, J* (2002) *Ball cratering or micro-abrasion wear testing of coatings*. **Measurement Good Practice Guide**. Vol. 57, 2002.

GHANDVAR, H.; JABBAR, KA.; IDRIS, MH.; AHMAD, N.; JAHARE, MH.; KOLOOR, SSR.; PETRU, M. Influence of barium addition on the formation of primary Mg₂Si crystals from Al–Mg–Si melts. **Journal of Materials Research and Technology**. vol. 11, p. 448-465, 2021.

GHOSH, S.; CHOUDHURY, D.; ROY, T.; MAMAT, A.B.; MASJUKI, H.H.; PINGGUAN-MURPHY, B. Tribological investigation of diamond-like carbon coated micro-dimpled surface under bovine serum and osteoarthritis oriented synovial fluid. **Sci. Technol. Adv. Mater**. vol. 16, p. 1-11, 2015.

GIASIN, K.; AYVAR-SOBERANIS, S. Evaluation of Workpiece Temperature during Drilling of GLARE Fiber Metal Laminates Using Infrared Techniques: Effect of Cutting Parameters, Fiber Orientation and Spray Mist Application. **Materials**. vol. 9, p. 1-17, 2016.

GÓMEZ-PARRA, A.; ÁLVAREZ-ALCÓ, M.; SALGUERO, J.; BATISTA, M.; MARCOS, M. Analysis of the evolution of the Built-Up Edge and Built-Up Layer formation mechanisms in the dry turning of aeronautical aluminium alloys. **Wear**. vol. 302, p. 1209-1218, 2013.

GONÇALVES, R. A. G. **Investigação da usinabilidade das ligas de alumínio da série 6XXX**. Dissertação (Mestrado). Uberlândia: UFU, 2012.

GRAY, H.B. **Chemical bonds: An introduction to atomic and molecular structure**. Library of Congress Catalog Number: 94-61186, 1994.

GRENADYOROV, A.s.; SOLOVYEV, A.a.; OSKIRKO, V.O.; OSKOMOV, K.V.; SEMENOV, V.A.; SYPCHENKO, V.s.; SARAIEV, A.A. Structure, mechanical and tribological properties of Ti-doped and Cr-doped a-C: h. **Vacuum**, [S.L.], v. 219, p. 112706, jan. 2024.

GRIGORIEV, Sergey N.; VOLOSOVA, Marina A.; FEDOROV, Sergey V.; MIGRANOV, Mars S.; MOSYANOV, Mikhail; GUSEV, Andrey; OKUNKOVA, Anna A. The

Effectiveness of Diamond-like Carbon a-C: h. **Coatings**, [S.L.], v. 12, n. 2, p. 206, 5 fev. 2022.

GSELLMANN, Matthias; SCHEIBER, Daniel; KLÜNSNER, Thomas; ZÁLEĽÁK, Jakub; ZHANG, Zaoli; LEITNER, Harald; MITTERER, Christian; RESSEL, Gerald; ROMANER, Lorenz. Bond strength between TiN coating and microstructural constituents of a high speed steel determined by first principle calculations. **Acta Materialia**, [S.L.], v. 222, p. 117439, jan. 2022.

HAKEM, Maamar; LEBAILI, Soltane; MATHIEU, Stephane; MIROUD, Djamel; LEBAILI, Abdelatif; CHENITI, Billel. Effect of microstructure and precipitation phenomena on the mechanical behavior of AA6061-T6 aluminum alloy weld. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, [S.L.], v. 102, n. 9-12, p. 2907-2918, 7 fev. 2019.

HALEEL, A.J. Optimization Drilling Parameters of Aluminum Alloy Based on Taguchi Method. **Al-Khwarizmi Engineering Journal**. vol. 14, n. 2, p. 14-21, 2018.

HAO, Tianmei; DU, Jin; SU, Guosheng; ZHANG, Peirong; SUN, Yujing; ZHANG, Jingjie. Mechanical and cutting performance of cemented carbide tools with Cr/x/DLC composite coatings. **The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology**, [S.L.], v. 106, n. 11-12, p. 5241-5254, fev. 2020.

HEIMANN, R.; EVSVUKOV, S.; KOGA, Y. Carbon allotropes: a suggested classification scheme based on valence orbital hybridization. **Carbon, Pergamon**. vol. 35, n. 10, p. 1654–1658, 1997.

HEINEMANN, Robert K.; HINDUJA, Srl. Investigating the feasibility of DLC-coated twist drills in deep-hole drilling. **Int J Adv Manuf Technol**. vol. 44, p. 862–869, 2009.

Herranz G, Romero A, Castro V, Rodríguez G.P. Processing of AISI M2 high speed steel reinforced with vanadium carbide by solar sintering. **Materials and Design**, 2014.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A. **Coatings tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering**. 2. ed. Great Britain: Elsevier, 2009.

HORVÁTH, R.; CZIFRA, Á.; DRÉGELYI-KISS, Á. Effect of conventional and nonconventional tool geometries to skewness and kurtosis of surface roughness in case of fine turning of aluminium alloys with diamond tools. **Int J Adv Manuf Technol**. vol. 78, p. 297-304, 2015a.

HORVÁTH, R.; DRÉGELYI-KISS, Á.; MÁTYÁSI, G. THE EXAMINATION OF SURFACE ROUGHNESS PARAMETERS IN THE FINE TURNING OF HYPEREUTECTIC ALUMINIUM ALLOYS. **U.P.B. Sci. Bull., Series D**. vol. 77, n. 2, p. 205-216, 2015b.

HUA, Li; LIUHE, Li; XIAOTING, Wang; GUODONG, Li; DUODUO, Li; YANG, Luo; LING, Tang; MINGYUE, Han. Effect of bias voltage on the erosion performance of TiAlSiN coatings on TC6 substrate by high power impulse magnetron sputtering. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 477, p. 130263, fev. 2024.

ILIC, Emilija; PARDO, Ainhua; SUTER, Thomas; MISCHLER, Stefano; SCHMUTZ, Patrik; HAUERT, Roland. A methodology for characterizing the electrochemical stability of DLC coated interlayers and interfaces. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 375, p. 402-413, out. 2019.

JAAFAR, A.; RAHMAT, A.; HUSSAINA, Z.; ZAINOL, I. Effect of Mg, Si and Cu content on the microstructure of dilute 6000 series aluminium alloys. **Journal of Alloys and Compounds**. vol. 509, p. 8632-8640, 2011.

JASINEVICIUS, Renato G.; OTOBONI, José Antonio; BASSO, Igor; DIB, Marcel H.M.. Size effects in ultraprecision machining of aluminum alloys: conventional aa6061-t6 and rsa 6061-t6. **Journal Of Manufacturing Processes**, [S.L.], v. 68, p. 136-157, ago. 2021.

JESUS, L.M. **Avaliação do desempenho de brocas de metal duro e aço rápido revestidas com cobertura de carbono tipo diamante no processo de furação de liga Al-Si**. Dissertação (Mestrado) Programa de Pós-Graduação Engenharia Mecânica PUC MINAS, 2013.

JIANG, A.; CAO, X.; WANG, Z.; MA, J.; XIAO, J.; MA, S. Friction performance and corrosion resistance of MoS₂/DLC composite films deposited by magnetron sputtering. **Results in Physics**. vol. 25, p. 104278, 2021.

KADHIM, Z.D. Effect of Quenching Media on Mechanical Properties for Medium Carbon Steel. **Int. Journal of Engineering Research and Application**. vol. 6, n. 8, p. 26-34, 2016.

KELLY, J.F.; COTTERELL, M.G. Minimal lubrication machining of aluminium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**. vol. 120, p. 327-334, 2002.

Kolawole FO, Kolawole SK, Bello SA, Yakubu S, Adigun OD, Owa AF, et al. Fracture toughness of duplex CrN/DLC and nano-multilayer DLC-W deposited on valve tappet via hybrid PVD and PECVD. **Sādhanā**, p.49:127, 2024

KŘÍŽ, A.; PRŮCHA, V. Condition of carbides in high-speed steels after multidirectional forging. In: Defect and **Diffusion Forum**. Trans Tech Publications Ltd. vol. 395, p. 1-15, 2019.

KUMAR, B. Suresh; BASKAR, N.; RAJAGURU, K. Drilling operation: A review. **Materials Today: Proceedings**. vol. 21, p. 926–933, 2020.

KUMAR, Ch.S.; MAJUMDER, H.; KHAN, A.; PATEL, S.K. Applicability of DLC and WC/C low friction coatings on Al₂O₃/TiCN mixed ceramic cutting tools for dry machining of hardened 52100 steel. **Ceramics International**. vol. 46, p. 11889-11897, 2020.

KUSUMA, S.A.F.; PARWATI, I.; ROSTINAWATI, T.; YUSUF, M.; FADHLILLAH, M.; AHYUDANARI, R.R.; RUKAYADI, Y.; SUBROTO, T. (2019) Optimization of culture conditions for Mpt64 synthetic gene expression in Escherichia coli BL21 (DE3) using surface response methodology. **Heliyon**. vol. 5, e02741.

LEACH, R.K. **Measurement Good Practice Guide: The Measurement of Surface Texture using Stylus Instruments**. No. 37, United Kingdom: National Physical Laboratory, 2011.

LEE, Y.K.; HAN, J. Current opinion in medium manganese steel. **Materials Science and Technology**, vol. 31, n. 7, p. 843-856, 2015.

LENZ, B.; HASSELBRUCH, H.; MEHNER, A. Automated evaluation of Rockwell adhesion tests for PVD coatings using convolutional neural networks. **Surface and Coatings Technology**. vol. 385, p. 125365, 2020.

LEYVA, C.A.L.; GODOY, C.; BOZZI, A.C.; WILSON, J.C.A. Ultra-low carbon (ULC) steel modified by triode plasma nitriding and PVD coating: Effects on microabrasive wear behavior. **Surface & Coatings Technology**. vol. 206, p. 1796–1808, 2011.

LIN, K-L.; CHAO, W-H.; WU, C-D. The performance and degradation behaviours of the TiAlN/interlayer coatings on drills. **Surface and Coatings Technology**. vol. 89, n. 3, p. 279-284, 1997.

M.C. Santos, A. R. Machado, W. F. Sales, M. A. S. Barrozo, and E. O. Ezugwu, "Machining of aluminum alloys: a review," **Int. J. Adv. Manuf. Technol.**, vol. 86, no. 9–12, pp. 3067–3080, 2016.)

MACHADO, Á.R.; ABRÃO, A.M.; COELHO, R.T.; SILVA, M.B. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda, 2009.

MACHADO, Á.R.; ABRÃO, A.M.; COELHO, R.T.; SILVA, M.B. **Teoria da usinagem dos metais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2015.

MAIA, A.M.P. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**. Dissertação (mestrado) - Universidade do Porto. Porto, 2012.

MAIZZA, G.; PERO, R.; DE MARCO, F.; OHMURA, T. Correlation Between the Indentation Properties and Microstructure of Dissimilar Capacitor Discharge Welded WC-Co/High-Speed Steel Joints. **Materials**. vol. 13, n. 11, p. 2657, 2020.

MARQUES, S.S. **EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO NA DUREZA DA LIGA DE MAGNÉSIO AM60 MODIFICADA COM ADIÇÃO DE 5% DE TERRAS RARAS**. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de São João del Rei. São João del Rei, 2015.

MARTINS, P.S. **AVALIAÇÃO DOS SISTEMAS DE FIXAÇÃO HIDRÁULICO E TÉRMICO DE BROCA DE METAL DURO EM FURAÇÃO DO CABEÇOTE DO**

MOTOR FIRE. Dissertação (Mestrado) Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2008.

MARTINS, P.S. **ESTUDO DA FURAÇÃO EM ALTAS VELOCIDADES DE CORTE EM LIGAS DE Al-Si UTILIZANDO BROCAS DE AÇO RÁPIDO E METAL DURO SEM E COM REVESTIMENTO DE DLC (DIAMOND LIKE CARBON).** Tese (Doutorado) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2016.

MARTINS, P.S.; CARNEIRO, J.R.G.; BA, E.C.T.; VIEIRA, V.F. Study on roughness and form errors linked with tool wear in the drilling process of an Al-Si alloy under high cutting speed using coated diamond-like carbon high-speed steel drill bits. **Journal of Manufacturing Processes.** vol. 62, p. 711-719, 2021.

MARTINS, P.S.; JÚNIOR, P.A.A.M.; CARNEIRO, J.R.G.; BA, E.C.T.; VIEIRA, V.F. Study of Diamond-Like Carbon coating application on carbide substrate for cutting tools used in the drilling process of an Al-Si alloy at high cutting speeds. **Wear.** vol. 498, p. 204326, 2022.

MARUDA, R.W.; KROLCHYK, G.M.; WOJCIECHOWSKI, S.; POWALKA, B.; KLOS, S.; SZCZOTKARZ, N.; MATUSZAK, M.; KHANNA, N. Evaluation of turning with different cooling-lubricating techniques in terms of surface integrity and tribologic properties. **Tribology International.** vol. 148, p. 106334, 2020.

MASOUMI, M.; ECHEVERRI, E.A.A.; TSCHIPTSCHIN, A.P.; GOLDENSTEIN, H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. **Scientific reports.** vol. 9, n. 1, p. 1-12, 2019.

MATTOX, D.M. **Handbook of physical vapor deposition (PVD) processing.** William Andrew, 2010.

MENEZES, P.L.; KAILAS, S.V. Role of surface texture and roughness parameters on friction and transfer film formation when UHMWPE sliding against steel. **Biosurface and Biotribology.** vol. 2, p. 1-10, 2016.

MOHAMMADZADEH, R.; AKBARI, A.; DROUET, M. Microstructure and wear properties of AISI M2 tool steel on RF plasma nitriding at different N₂-H₂ gas compositions. **Surface & Coatings Technology,** v. 258, p. 566-573, 2014.

MOHRBACHER, H. Property optimization in as-quenched martensitic steel by molybdenum and niobium alloying. *Metals*. vol. 8, n. 4, p. 234, 2018.

MORENO, D.A.N. **VALIDAÇÃO DE UM DISPOSITIVO DE INTERRUÇÃO SÚBITA DA FURAÇÃO COM BROCAS HELICOIDAIS PARA ANÁLISE DA RAIZ DE CAVACO**. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2013.

NAKAMURA, M.; TAKAGAWA, Y.; MIURA, K.; KOBATA, J.; ZHU, W.; NISHIIKE, N.; ARAO, K.; MARIN, E.; PEZZOTTI, G. Structural alteration induced by substrate bias voltage variation in diamondlike carbon films fabricated by unbalanced magnetron sputtering. **Diamond & Related Materials**. vol. 90, p. 214-220, 2018.

OGWU, A.A.; LAMBERTON, R.W.; MORLEY, S.; MAGUIRE, P.; MCLAUGHLIN, J. Characterisation of thermally annealed diamond like carbon (DLC) and silicon modified DLC films by Raman spectroscopy. **Physica B: Condensed Matter**. vol. 269, n. 3–4, p. 335-344, 1999.

OHTAKE, N., HIRATSUKA, M., KANDA, K., AKASAKA, H., TSUJIOKA, M., HIRAKURI, K., SAITOH, H. (2021). **Properties and Classification of Diamond-Like Carbon Films**. *Materials*, 14(2), 315.

OLLENDORF, H.; SCHNEIDER, D. A comparative study of adhesion test methods for hard coatings. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 113, n. 1-2, p. 86-102, mar. 1999.

PADMANABAN, Dilli Babu; MOHAN, Loganathan; GIRI, Preetam; BERA, Parthasarathi; ANANDAN, Chinnasamy; BARSHILIA, Harish C.. Effect of Molybdenum Content on Mechanical and Tribological Properties of Diamond-Like Carbon Coatings over Titanium β -21S Alloy. **C**, [S.L.], v. 7, n. 1, p. 1, 22 dez. 2020.

PAKTINAT, H.; AMINI, S. Numerical and experimental studies of longitudinal and longitudinal-torsional vibrations in drilling of AISI 1045. **Int J Adv Manuf Technol**. vol. 94, p. 2577-2592, 2018.

PANT, G.; SINGH, AP.; SHARMA, HK. Cooling rate characteristics of vanadium based micro alloyed steel. **Materials Today: Proceedings**. vol. 26, p. 1087-1090, 2020.

PELLIZZARI, M. Influence of deep cryogenic treatment on the properties of conventional and PM high speed steels. **la metallurgia italiana**, p. 17-22, 2008.

PENG, Jihua; PENG, Yinglong; XIAO, Yang; LIAO, Jinweng; HUANG, Jinhai; QIU, Xianting; LI, Liejun. Effect of cryogenic pretreatments on the microstructure and mechanical performance of diamond-like carbon coatings for high-speed alloys. **Diamond And Related Materials**, [S.L.], v. 127, p. 109189, ago. 2022.

PINHEIRO, J.M.; SALÚSTIO, S.; VALENTE, A.A.; SILVA, C.M. Adsorption heat pump optimization by experimental design and response surface methodology. **Applied Thermal Engineering**. vol. 138, p. 849-860, 2018.

PIRES, S.S. **Aspectos tribológicos de revestimento Diamond-like Carbon sobre a superfície de aço rápido AISI M2**. Dissertação (Mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2018.

PODGORNIK, B.; VIŽINTIN, J.. Tribological reactions between oil additives and DLC coatings for automotive applications. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 200, n. 5-6, p. 1982-1989, nov. 2005.

POGATSCHER, S.; ANTREKOWITSCH, H.; LEITNER, H.; SOLOGUBENKO, A.S.; UGGOWITZER, P.J. Influence of the thermal route on the peak-aged microstructures in an Al–Mg–Si aluminum alloy. **Scripta Materialia**. vol. 68, p. 158-161, 2013.

POLISHKO, S. Complex Effect of Sulfur and Phosphorus on the Characteristics of Wheel Steel of KP-T Brand Before and After Modification. **Technology Audit and Production Reserves**. vol. 2, n. 1, p. 58, 2021.

POPESCU, Camelia; CRISTEA, Daniel; BITA, Bogdan; CRISTESCU, Rodica; CRACIUN, Doina; CHIOIBASU, Georgiana; LUCULESCU, Catalin; PAUN, Irina; DUTA, Liviu; POPESCU, Andrei. An Experimental Study on Nano-Carbon Films as an Anti-Wear Protection for Drilling Tools. **Coatings**, [S.L.], v. 7, n. 12, p. 228, 11 dez. 2017.

PRŮCHA, Vojtěch; Kříž, Antonín; ŠDÁNSKÝ, Ondřej; VNOUČEK, Milan. Analysis of Fractured Weldment of Hadfield Steel. **Manufacturing Technology**, [S.L.], v. 19, n. 2, p. 308-313, 1 abr. 2019.

RAHMAN, A.A.; SALLEH, M.S.; OTHMAN, I.S.; SUBRAMONIAN, S.; YAHAYA, S.H.; SISWANTO, N. INVESTIGATION OF WEAR AND CORROSION CHARACTERISTICS OF SHORT HEAT TREATED THIXOFORMED ALUMINIUM ALLOY. **Journal of Advanced Manufacturing Technology**. p. 1-12, 2019.

RAHMATI, B.; SARHAN, A. A. D.; SAYUTI, M. Morphology of surface generated by end milling Al6061-T6 using molybdenum disulfide (MoS₂) nanolubrication in end milling machining. **Journal of Cleaner Production**. vol. 66, 2014.

RAJAK, D.K.; KUMAR, A.; BEHERA, A.; MENEZES, P.L. Diamond-Like Carbon (DLC) Coatings: Classification, Properties, and Applications. **Applied Sciences**. vol. 11, 2021.

RAMOS, B.B.; VICENTE, F.A.; HAMMES, G.; BENDO, T.; BINDER, C.. Enhancing corrosion and tribology performance of stainless steel with DLC coatings: effects of doping and multilayered structures. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 477, p. 130334, fev. 2024.

REN, Luyang; LIU, Xuhui; CAO, Hongshuai; TANG, Yibo; QI, Fugang; ZHAO, Nie; DAI, Yilong; OUYANG, Xiaoping. Mechanical and corrosion properties of hydrogen-free DLC coatings prepared on degradable as-extruded WE43 alloy using FCVA technology. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 476, p. 130293, jan. 2024.

RIBEIRO FILHO, S.L.M.; VIEIRA, J.T.; OLIVEIRA, J.A.; ARRUDA, É.M.; BRANDÃO, L.C. Comparison among different vegetable fluids used in minimum quantity lubrication systems in the tapping process of cast aluminum alloy. **Journal of Cleaner Production**. vol. 140, p. 1255-1262, 2017.

RIGO, Vagner Alexadre. **Estudo teórico de nanofitas de grafeno dopadas com Ni e Mn**. 2010. Tese (Doutorado em Física) Universidade Federal de Santa Maria, Santa Maria, 2010.

RIVERO, A.; ARAMENDI, G.; HERRANZ, S.; LACALLE, L.N.L. An experimental investigation of the effect of coatings and cutting parameters on the dry drilling performance of aluminium alloys. **Int J Adv Manuf Technol**. vol. 28, p. 1-11, 2006.

ROBERTSON, J. Diamond-like amorphous carbon. **Materials Science and Engineering: R: Reports**. vol. 37, n. 4, p. 129–281, 2002.

ROUSSEAU, A.F. **Metallurgical Characterization and Performance of High Speed Toll Materials used in Metal Cutting Applications**. Melbourne: RMIT University, 2016.

RUIZ-GARCIA, R.; ARES, P.F.M.; VAZQUEZ-MARTINEZ, J.M.; G脫MEZ, J.S. Influence of Abrasive Waterjet Parameters on the Cutting and Drilling of CFRP/UNS A97075 and UNS A97075/CFRP Stacks. **Materials**. vol. 12, p. 1-18, 2019.

SABATINI, G.; CESCHINI, L.; MARTINI, C.; WILLIAMS, J.A.; HUTCHINGS, I.M. Improving sliding and abrasive wear behaviour of cast A356 and wrought AA7075 aluminium alloys by plasma electrolytic oxidation. **Materials & Design**. vol. 31, n. 2, p. 816-828, 2010.

SAHOO, Priyabrata; KUMAR, Suraj; SINGH, Ramesh Kumar; SRINIVAS, G.; BONU, Venkataramana; BARSHILIA, Harish C.. Effect of arc-deposited diamond-like carbon (DLC) coating thickness on friction and size effects in high-speed micromilling of Ti6Al4V. **Tribology International**, [S.L.], v. 192, p. 109223, abr. 2024.

SANTOS Jr. M. C. et al. Machining of aluminium alloys: a review. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. vol. 86, p. 3067-3080, 2016.

SEDLAČEK, M.; GREGORČIČ, P.; PODGORNIK, B. Use of the Roughness Parameters Ssk and Sku to Control Friction—A Method for Designing Surface Texturing. **TRIBOLOGY TRANSACTIONS**. vol. 60, n. 2, p. 260-266, 2017.

SEDLAČEK, M.; PODGORNIK, B.; VIŽINTIN, J. Correlation between standard roughness parameters skewness and kurtosis and tribological behaviour of contact surfaces. **Tribology International**. vol. 48, p. 102-112, 2012.

Senna MVS, Shica JPM, Conceição ID da, Araújo Júnior EA, Marciano FR, Sousa RRM de. Deposição de filmes carbonosos em aço AISI D6 através da técnica de gaiola catódica. **Matéria (Rio de Janeiro)** 2020.

SESHAN K. **Handbook of thin films deposition process and technology**. 2 ed., Santa Clara: William Andrew Publishing, 2002. 3 p.

SHARIFAHMADIAN, O.; MAHBOUBI, F.; YAZDANI, S. Comparison between corrosion behaviour of DLC and N-DLC coatings deposited by DC-pulsed PACVD technique, **Diamond and Related Materials**. vol. 95, p. 60-70, 2019.

SILVA, A.J.S.T.; GOLDENSTEIN, H.; GUESSER, W.L.; CAMPOS, M.F. Quenching and Partitioning Heat Treatment in Ductile Cast Irons. **Materials Research**. vol. 17, n. 5, p. 1115-1123, 2014.

SILVA, D.L.C.; KASSAB, L.R.P.; SANTOS, A.D.; PILLIS, M.F. Evaluation of Carbon thin Films Using Raman Spectroscopy. **Materials Research**. vol. 21, n. 4, p. 1-6, 2018.

SILVA, W. M.; SOUZA, P. S.; CARNEIRO, J. R. Methods of data analysis for the ball cratering test on TiN and DLC coated steel. **Materials Research**. vol. 19, n. 1, p. 9-17, 2016.

SIVAPRAHASAM, D.; CHANDRASEKHAR, S.B.; MURUGAN, K.; PRABHAKAR, K.V.P. Microstructure and mechanical properties of M62 high-speed steel powder consolidated by high-temperature gas extrusion. **Materials Research Innovations**. vol. 24, n. 1, p. 52-57, 2019.

SOUZA, P.S. **CARACTERIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE REVESTIMENTO DE CARBONO TIPO DIAMANTE EM FERRAMENTA DE FURAÇÃO**. Dissertação (Mestrado) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2014.

SUGITA, N.; SHU, L.; KIMURA, K.; ARAI, G.; ARAI, Dedicated drill design for reduction in burr and delamination during the drilling of composite materials. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**. vol. 68, p. 89-92, 2019.

SUN, Linfan; SI, Biao; ZHOU, Yanwen; HUA, Minqi; LIU, He; YUAN, Xia. Design of a gradient elastic modulus transition layer based on film-substrate adhesion. **Surfaces And Interfaces**, [S.L.], v. 49, p. 104398, jun. 2024.

SUNDE, J.K.; MARIOARA, C.D.; HOLMESTAD, R. The effect of low Cu additions on precipitate crystal structures in overaged Al-Mg-Si (-Cu) alloys. **Materials Characterization**. vol. 160, p. 110087, 2020.

TALIBOUYA BA, Elhadji Cheikh; MARTINS, Paulo Sérgio; DUMONT, Marcello Rosa. Statistical study of surface texture and chip formation during turning of AISI 1020 steel: Emphasis on parameters R_{sk} , R_{ku} , and R_k family and on the chip thickness ratio. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. vol. 121, n. 11, p. 8257-8283, 2022.

TEWELDE, Fitsum B.; ZHOU, Tianfeng; ZHOU, Jia; GUO, Weijia; ZHAO, Bin; GE, Xiangyu; WANG, Wenzhong; WANG, Xiaoli; WANG, Xibin. Asymmetric surface texturing for directional friction control under dry sliding condition. **Tribology International**, [S.L.], v. 181, p. 108321, mar. 2023.

TILLMANN, Wolfgang; URBANCZYK, Julia; THEWES, Alexander; BRÄUER, Günter; DIAS, Nelson Filipe Lopes. Effect of the TiSiN interlayer properties on the adhesion and mechanical properties of multilayered TiSiCN thin films. **Surface And Coatings Technology**, [S.L.], v. 478, p. 130467, fev. 2024.

TO, D.; UMEZAWA, O.; SHINOHARA, T. Detection of Surface Roughness Evolution of Carbon Steel Subjected to Outdoor Exposure and Constant Humidity Corrosion Tests. **Materials Transactions**. vol. 59, n. 8, p. 1239-1243, 2018.

TRENT, E.M.; WRIGHT, P.K. **Metal cutting**. 4. ed. United States of America: Butterworth-Heinemann, 2000.

UDDIN, M.; BASAK, A.; PRAMANIK, A.; SINGH, S.; KROLCZYK, G.M.; PRAKASH, C. Evaluating Hole Quality in Drilling of Al 6061 Alloys. **Materials**. vol. 11, p. 1-14, 2018.

VEINTHAL, R. et al. Coatings and surface engineering. Industry oriented research. **Estonian Journal of Engineering**, v.18, n. 3, p. 176-184, 2012.

VETTER, J. 60 years of DLC coatings: Historical highlights and technical review of cathodic arc processes to synthesize various DLC types, and their evolution for

industrial applications. **Surface and Coatings Technology**. vol. 257, p. 213–240, 2014.

VIDAKIS, N; ANTONIADIS, A.; BILALIS, N. The VDI 3198 indentation test evaluation of a reliable qualitative control for layered compounds. **Journal of Materials Processing Technology**. vol. 143–144, p. 481–485, 2003.

VIEIRA, J.T. **OTIMIZAÇÃO ROBUSTA MULTIOBJETIVO DO PROCESSO DE TORNEAMENTO INTERNO PELO MÉTODO DA RESTRIÇÃO NORMAL**. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de São João del-Rei. São João del-Rei, 2018.

WANG, H.Y.; ZHU, J.N.; LI, J.H.; LI, C.; ZHA, M.; WANG, C.; YANG, Z.Z.; JIANG, Q.C. Refinement and modification of primary Mg₂Si in an Al–20Mg₂Si alloy by a combined addition of yttrium and antimony. **CrystEngComm**. vol. 19, p. 6365-6372, 2017.

WANG, Yunfeng; LUO, Xinbao; WANG, Fu; ZHANG, Guangan. Interface analysis for diamond-like carbon film sliding against 9Cr18 steel under current-carrying conditions. **Diamond And Related Materials**, [S.L.], v. 144, p. 111006, abr. 2024.

WANG, Z.; LI, H.; MIAO, F.; SUN, W.; FANG, B.; SONG, R.; ZHENG, Z. Improving the intergranular corrosion resistance of Al–Mg–Si–Cu alloys without strength loss by a two-step aging treatment. **Materials Science & Engineering A**. vol. 590, p. 267-273, 2014.

WANG, Z; YANG, H; CUI, H. Precipitation behaviour of phosphorus in high strength IF steel during laminar cooling. **Ironmaking & Steelmaking**. vol. 48, n. 8, p. 973-977, 2021.

XU, Qihao; XIAO, Shenglei; WANG, Yi-Qi; PENG, Can; GAO, Hang. Wear-induced variation of surface roughness in grinding 2.5D Cf/SiC composites. **International Journal Of Mechanical Sciences**, [S.L.], v. 264, p. 108811, fev. 2024.

YAŞAR, N. Thrust force modelling and surface roughness optimization in drilling of AA-7075: FEM and GRA. **Journal of Mechanical Science and Technology**. vol. 33, n. 10, p. 4771-4781, 2019.

YUAN, Junfeng; GENG, Heran; ALFANO, Marco. Multi-response optimization of M2 steel coatings deposited by co-axial laser cladding on A2 steel tool surfaces. **Journal Of Materials Research And Technology**, [S.L.], v. 29, p. 1102-1117, mar. 2024. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2024>.

ZHA, W.; ZHAO, C.; NIE, X. The effects of applied voltage on surface texturing during cathodic plasma electrolysis process. **AIP Advances**. vol. 9, p. 1-8, 2019.

ZHANG, Q.; LI, S.; XIAO, Y.; WU, L.; QIAN, J.; CHEN, Z.; SHEN, W.; LIN, N.; HE, Y. Effects of niobium addition on microstructure and properties of CPM121 powder metallurgy high-speed steel. **Journal of Central South University**. vol. 28, n. 4, p. 1206-1218, 2021.

ZHANG, Shuling; HUANG, Tenglong; SUN, Shengdi; WU, Shuaizheng; YANG, Xiangdong; GUO, Feng; ZHANG, Bo; DAI, Longjie. Effects of Bias Voltages on the Tribological Behaviors of DLC Coatings. **Coatings**, [S.L.], v. 14, n. 2, p. 176, 30 jan. 2024.

ZHANG, X.; LV, Y.; HASHIMOTO, T.; NILSSON, JO.; ZHOU, X. Intergranular corrosion of AA6082 Al–Mg–Si alloy extrusion: The influence of trace Cu and grain boundary misorientation. **Journal of Alloys and Compounds**. vol. 853, p. 157228, 2021.

ZHENG, H.; WU, K.M.; ISAYEV, O.; HRESS, O.; YERSHOV, S.; TSEPELEV, V. Effect of heat treatment parameters on the microstructure of quenching–partitioning–tempering steel. **HeatTreatment and Surface Engineering**. vol. 1, n. 1-2, p. 83-86, 2019.

ZITOUNE, R.; KRISHNARAJ, V.; COLLOMBET, F. Study of drilling of composite material and aluminium stack. **Composite Structures**. vol. 92, p. 1246-1255, 2010.

ZUPANIČ, F.; STEINACHER, M.; ŽIST, S.; BONČINA, T. Microstructure and Properties of a Novel Al-Mg-Si Alloy AA 6086. **Metals**. vol. 11, n. 2, p. 368, 2021.