

CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**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*)**

Elhadji Cheikh Talibouya Ba

Belo Horizonte

Junho de 2022

Elhadji Cheikh Talibouya Ba

**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*)**

Defesa de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG, 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. Marcello Rosa Dumont

Coorientador: Prof. Dr. Paulo Sérgio Martins

Belo Horizonte

Junho de 2022

Ba, Elhadji Cheikh Talibouya.
B111a 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*) / Elhadji Cheikh Talibouya Ba. – 2022.
183 f. : il.
Orientador: Marcello Rosa Dumont.
Coorientador: Paulo Sérgio Martins.
Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2022.
Bibliografia.
1. Furação. 2. Rugosidade superficial. 3. Assimetria. 4. Ligas de alumínio-magnésio-silício. 5. Ligas de alumínio-silício. 6. Estatística - Análise. 7. Aço-ferramenta. I. Dumont, Marcello Rosa. II. Martins, Paulo Sérgio. III. Título.
CDD: 671.35

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 14 / 2022 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.030443/2022-10

Belo Horizonte-MG, 22 de junho de 2022.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

?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)?

Autor: Elhadji Cheikh Talibouya Bá

Orientador: Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 23 de junho de 2022 esta Dissertação:

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

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

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

Prof. Dr. Claudinei José de Oliveira (EXAMINADOR EXTERNO)
Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais - PUCMINAS

Prof. Dr. Nilson Cristino da Cruz (EXAMINADOR EXTERNO)
Universidade Estadual de São Paulo - UNESP

(Assinado digitalmente em 23/06/2022 16:17)
ERNANE RODRIGUES DA SILVA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 392338

(Assinado digitalmente em 23/06/2022 16:16)
MARCELLO ROSA DUMONT
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2143739

(Assinado digitalmente em 23/06/2022 16:27)
CLAUDINEI JOSÉ DE OLIVEIRA
ASSINANTE EXTERNO
CPF: 970.331.896-72

(Assinado digitalmente em 23/06/2022 16:21)
PAULO SÉRGIO MARTINS
ASSINANTE EXTERNO
CPF: 031.148.096-93

(Assinado digitalmente em 24/06/2022 10:50)
NILSON C CRUZ
ASSINANTE EXTERNO
CPF: 619.380.929-53

Para verificar a autenticidade deste documento entre em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp>
informando seu número: **14**, ano: **2022**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de emissão:
22/06/2022 e o código de verificação: **fb9116b7e2**

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

AGRADECIMENTOS

Primeiramente à minha família pela educação que me foi dada, o apoio e a compreensão durante toda a trajetória de formação acadêmica.

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. Ao Programa de bolsas CEFET-MG pelo auxílio financeiro que foi fundamental para a dedicação exclusiva ao desenvolvimento deste trabalho. O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

À Marcello Rosa Dumont, meu orientador, primeiramente por aceitar a proposta de trabalho de um aluno que se quer havia conhecido e pisado nos arredores do CEFET-MG. Em segundo, por todo gabarito profissional doado, flexibilidade e companheirismo.

À Paulo Sérgio Martins, coorientador deste trabalho, ao qual estou afiliado desde 2017 após minha graduação. Ao longo desse caminho pude ver tamanha importância e beleza da profissão “professor”, que, de fato, me fez escolher o caminho da pesquisa e da docência para o meu futuro.

Ao mestre Ramon Martins Drumond, o qual foi meu companheiro de estudo na discussão de resultados e nos assuntos aleatórios durante a realização deste trabalho.

À Bárbara da Silva Pinheiro do Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, pela caracterização do revestimento DLC e principalmente pela disposição ao esclarecimento de dúvidas e pelas orientações fundamentais para o tratamento de deconvolução.

Ao professor Rochel Montero Lago do Departamento de Química da Universidade Federal de Minas Gerais, por fornecer as barras da liga de alumínio Al-Mg-Si 6351 T6.

À Nipo-Tec Ferramentas Industriais, em especial, José Ivair de Oliveira, Sr. João Isamu Arakaki e Jefferson Osvaldo Di Biagio, pelo fornecimento das ferramentas de corte e das amostras do aço-rápido AISI M35.

À Oerlikon Balzers Revestimentos Metálicos, em especial, Rodrigo Bernardinelli, responsável por revestir a ferramenta de corte e a amostra do aço-rápido AISI M35 com o DLC.

Ao Centro Universitário UNA, por ceder seu laboratório de usinagem e o equipamento de medição de rugosidade.

Ao Laboratório de caracterização da Stellantis LATAM, em especial, Gustavo Santa Eufemia do Carmo.

Ao professor Luís Henrique Andrade Maia, da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gérias, pelo suporte técnico de desenvolvimento do trabalho.

Aos professores Ernane Rodrigues da Silva, Carlos Eduardo dos Santos e Jorge Wanderson Barbosa pela disponibilidade em colaborar na realização da metodologia do projeto.

À Caroline Fernandes, secretária do Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, pela competência e disponibilidade em realizar todas as tramitações referentes às prestações de contas, ressarcimento de custos com publicações de artigos, esclarecimento de dúvidas, entre outros.

À Deynaba Kane Ba, minha irmã, pela companhia e pelo trabalho de revisão ortográfica e gramatical dessa dissertação.

Aos professores Alexandre Mendes Abrão e Marcelo Araújo Câmara, da Universidade Federal de Minas Gerais, os quais seus ensinamentos foram fundamentais para a concretização da ideia deste trabalho.

RESUMO

A furação é um processo de usinagem complexo que contém uma expressiva quantia da remoção total de material na manufatura. Tecnologias que possam torná-la menos agressiva ao meio ambiente têm sido incentivadas, como exemplo, a usinagem a seco. Essa técnica, no entanto, acelera o desgaste das ferramentas de corte e a perda de qualidade do produto acabado. Filmes finos resistentes e inertes quimicamente podem reduzir o desgaste nessas condições. O carbono semelhante ao diamante, DLC (*Diamond-Like Carbon*), combina as propriedades do diamante e do grafite, e têm-se mostrado benéfico como revestimento de ferramentas de corte utilizadas na usinagem de ligas de alumínio. Entre a diversidade de parâmetros de rugosidade, a assimetria e a curtose têm apresentado influências positivas no comportamento tribológico das superfícies. Este trabalho avaliou a influência do avanço, da velocidade de corte e do revestimento DLC sobre os parâmetros de assimetria e curtose durante a furação da liga Al-Mg-Si 6351 T6, utilizando brocas de aço-rápido AISI M35. As ligas utilizadas foram caracterizadas por microscopias óptica e eletrônica, espectrometria de emissão óptica e ensaios de dureza. O DLC foi analisado por microscopia eletrônica e espectroscopias Raman e XPS. A furação foi realizada a seco em um centro de usinagem, em 24 corpos de prova com distintas combinações paramétricas elaboradas pelo planejamento experimental fatorial. A rugosidade foi analisada por meio da análise de variância, modelo de regressão e da metodologia de superfície de resposta (RSM). Resultados mostraram uma camada densa de DLC com aproximadamente 18% de carbono em estrutura de diamante. A velocidade de corte foi significativa sobre R_a , R_q e R_{sk} . Notou-se a transição da assimetria positiva para negativa com o aumento da velocidade de corte. Não houve efeito significativo do DLC sobre a rugosidade, no entanto, o seu desempenho pode ser melhor identificado adicionando outras variáveis de resposta. Em ambas as ferramentas de corte foi constatado o mecanismo de adesão, demonstrando o desafio que a usinagem a seco ainda deve enfrentar para se consolidar na prática da “manufatura verde”.

Palavras-chave: Furação. Rugosidade. Assimetria. Curtose. Liga Al-Mg-Si 6351 T6, DLC. Aço-rápido AISI M35. Análise estatística.

ABSTRACT

Drilling is a complex machining process that contains a significant amount of the total material removal in manufacturing. Technologies that can make it less aggressive to the environment have been encouraged, such as dry machining. This technique, however, accelerates the wear of cutting tools and the loss of quality of the finished product. Tough, chemically inert thin films can reduce wear under these conditions. Diamond-Like Carbon (DLC) combines the properties of diamond and graphite, and has been shown to be beneficial as a coating for cutting tools used in the machining of aluminum alloys. Among the diversity of roughness parameters, skewness and kurtosis have shown positive influences on the tribological behavior of surfaces. This work evaluated the influence of feed, cutting speed and DLC coating on skewness and kurtosis parameters during drilling of Al-Mg-Si 6351 T6 alloy, using AISI M35 high speed steel drills. The alloys used were characterized by optical and electron microscopy, optical emission spectrometry and hardness tests. DLC was analyzed by electron microscopy and Raman and XPS spectroscopy. The drilling was carried out dry in a machining center, in 24 specimens with different parametric combinations elaborated by the factorial experimental design. Roughness was analyzed using analysis of variance, regression model and response surface methodology (RSM). Results showed a dense layer of DLC with approximately 18% carbon in diamond structure. Cutting speed was significant over R_a , R_q and R_{sk} . A transition from positive to negative skewness was noted with increasing cutting speed. There was no significant effect of DLC on roughness, however, its performance can be better identified by adding other response variables. The adhesion mechanism was observed in both cutting tools, demonstrating the challenge that dry machining still has to face in order to consolidate in the practice of “green manufacturing”.

Keywords: Drilling. Roughness. Skewness. Kurtosis. Al-Mg-Si 6351 T6 Alloy. DLC. AISI M35 High-Speed Steel. Statistical analysis.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Estágios do tratamento térmico T6.....	31
Figura 2: Microestrutura resultante após tratamento de solubilização e envelhecimento	32
Figura 3: Modificação microestrutural resultante do tratamento térmico de precipitação	33
Figura 4: Cinemática do processo de furação	34
Figura 5: Representação do movimento helicoidal de um parafuso em analogia ao movimento efetivo da broca	35
Figura 6: Partes constituintes de uma broca convencional	37
Figura 7: Ilustração do perfil cônico de uma broca convencional ao longo de seu comprimento.....	38
Figura 8: Broca helicoidal com canais de refrigeração/lubrificação	43
Figura 9: Formas da adesão secundária/indireta	46
Figura 10: Diagrama ilustrativo do tratamento de têmpera e revenido	49
Figura 11: Diagrama ternário de fases do carbono	53
Figura 12: Desenho esquemático do processo PVD de pulverização catódica.....	56
Figura 13: Posição genérica das bandas D e G de um revestimento DLC	58
Figura 14: Erros micro geométricos de uma superfície	60
Figura 15: Análise da média aritmética do perfil de rugosidade	62
Figura 16: Superfícies distintas com R_a iguais	62
Figura 17: Caracterização da simetria do perfil de rugosidade	65
Figura 18: Caracterização de achatamento do perfil de rugosidade	66
Figura 19: Perfil real de rugosidade similar ao conceito gaussiano de R_{sk} e R_{ku}	66
Figura 20: Texturização do tribossistema pistão-anél-cilindro.....	69
Figura 21: Aplicação da texturização em um inserto de corte	70
Figura 22: Checklist para planejar um experimento	72
Figura 23: Pontos experimentais no planejamento CCD de face centrada	74
Figura 24: Tomada de decisão no teste de hipótese estatístico.....	75
Figura 25: Gráfico genérico da RSM	77
Figura 26: Fluxograma do procedimento experimental do estudo.....	78
Figura 27: Dimensões do corpo de prova em alumínio para usinagem	80
Figura 28: Dimensões do corpo de prova para caracterizações	80

Figura 29: Geometria da ferramenta de corte utilizada no estudo.....	85
Figura 30: Broca de aço-rápido AISI M35 revestida com DLC	85
Figura 31: Disposição dos fatores utilizando a técnica de blocos	86
Figura 32: Etapa de decapagem das ferramentas de corte	89
Figura 33: Numeração dos furos e pontos para medição da rugosidade	91
Figura 34: Dispositivo projetado para fixação dos corpos de prova	92
Figura 35: Modo horizontal de medição da rugosidade.....	93
Figura 36: Modo vertical de medição da rugosidade.....	93
Figura 37: Gráfico comparativo da composição química da liga Al-Mg-Si 6351 T6 obtida na amostra e na base de dados	97
Figura 38: Imagem da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6351 T6 registrada durante análise de microscopia óptica	99
Figura 39: Resultado do ensaio de dureza obtido para a liga Al-Mg-Si 6351 T6 em comparação ao observado na base de dados.....	100
Figura 40: Gráfico comparativo da composição química do aço-rápido AISI M35 obtida na amostra e na base de dados	103
Figura 41: Imagem da microestrutura do aço-rápido AISI M35 registrada durante análise de microscopia óptica	107
Figura 42: Imagem da microestrutura do aço-rápido AISI M35 registrada durante análise de MEV	107
Figura 43: Espectros de sinais de elementos químicos obtidos por EDS nas áreas a. 1 e a. 2 da microestrutura do aço AISI M35	108
Figura 44: Espectros de sinais de elementos químicos obtidos por EDS nos pontos pt. 1, pt. 2 e pt. 3 da microestrutura do aço AISI M35	109
Figura 45: Espectros de sinais de elementos químicos obtidos por EDS nos pontos pt. 4, pt. 5 e pt. 6 da microestrutura do aço AISI M35	111
Figura 46: Resultado de ensaio de dureza obtido para o aço-rápido AISI M35 em comparação ao observado na base de dados.....	112
Figura 47: Resultados obtidos em MEV e EDS durante a análise da seção transversal da amostra do aço-rápido AISI M35 revestida com DLC	114
Figura 48: Espectros 1 (a), 2 (b) e 3 (c) registrados durante a análise Raman realizada em diferentes regiões da superfície da amostra revestida com DLC	115
Figura 49: Bandas obtidas no processo de deconvolução realizado nos espectros Raman 1 (a), 2 (b) e 3 (c) do revestimento DLC	117

Figura 50: Espectro XPS obtido sobre a superfície do revestimento DLC	119
Figura 51: Bandas obtidas no processo de deconvolução realizada no espectro C1s em análise XPS do revestimento DLC	120
Figura 52: Gráfico de correlação entre os parâmetros de rugosidade R_q e R_a	126
Figura 53: Gráficos de Pareto dos efeitos das variáveis independentes sobre os parâmetros de rugosidade R_a (a), R_q (b), R_{sk} (c) e R_{ku} (d)	129
Figura 54: Gráficos de RSM do parâmetro R_a em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)	137
Figura 55: Gráficos de RSM do parâmetro R_q em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)	138
Figura 56: Gráficos de RSM do parâmetro R_{sk} em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)	141
Figura 57: Gráficos de RSM do parâmetro R_{ku} em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)	143
Figura 58: Características visuais típicas das ferramentas de corte observadas durante os ensaios de usinagem, em vista frontal sem (a) e com revestimento (c), e vista lateral sem (b) e com revestimento (d).....	145
Figura 59: Segmento de cavaco aderido sobre a ferramenta de corte sem revestimento, observado após o 3° dia de usinagem.....	147
Figura 60: Características visuais típicas das ferramentas de corte observadas após processo de decapagem, em vista frontal sem (a) e com revestimento (d), vista lateral sem (b) e com revestimento (e) e vista frontal ampliada sem (c) e com revestimento (f).....	148
Figura 61: Alterações de integridade do revestimento observadas na ferramenta de corte no 1° dia (a), 2° dia (b) e no 3° dia (c) de usinagem após o processo de decapagem.....	149
Figura 62: Superfície padrão de rugosidade Mitutoyo, $R_a = 2,97\mu m$	179
Figura 63: Certificado de calibração do equipamento Mahr Surf GD 2	180
Figura 64: Histogramas da variável R_a obtidos no teste de normalidade de Shapiro: rugosímetros SURFTEST SJ-210 (a) e Mahr Surf GD 2 (b).....	183
Figura 65: Comparação entre os resultados representativos de R_a obtidos com os equipamentos de medição	184

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades das formas alotrópicas do carbono	53
Tabela 2: Valores típicos de R_{sk} e R_{ku} para diferentes processos convencionais de usinagem.....	67
Tabela 3: Tabela genérica de elaboração dos experimentos em DOE CCD	73
Tabela 4: Contribuição dos pontos experimentais para o modelo matemático	73
Tabela 5: Parâmetros para o ensaio de dureza	81
Tabela 6: Referências para caracterização da liga Al-Mg-Si 6351 T6.....	82
Tabela 7: Referências para caracterização do aço AISI M35.....	82
Tabela 8: Variáveis de entrada para o DOE.....	86
Tabela 9: Planejamento dos ensaios de furação.....	87
Tabela 10: Planejamento dos ensaios de furação reorganizado em etapas	88
Tabela 11: Configuração do rugosímetro SURFTEST SJ-210	90
Tabela 12: Composição química representativa da liga Al-Mg-Si 6351 T6	95
Tabela 13: Resultado representativo da composição química do aço-rápido AISI M35	101
Tabela 14: Planejamento experimental executado no processo de furação	122
Tabela 15: Resultados dos parâmetros R_a e R_q - Estatística descritiva	123
Tabela 16: Resultados dos parâmetros R_{sk} e R_{ku} - Estatística descritiva	127
Tabela 17: Resultados da análise de variância – Tabela ANOVA.....	131
Tabela 18: Nível de evidência sobre a hipótese nula H_0	132
Tabela 19: Resultados da análise de regressão para a previsão dos parâmetros de rugosidade dentro do domínio experimental	134
Tabela 20: Parâmetros utilizados para realização da calibração	180
Tabela 21: Resultados das medições de R_a realizadas sobre a superfície padrão de rugosidade.....	181
Tabela 22: Resultados gerais da estatística descritiva das medições de rugosidade	182
Tabela 23: Resultado estatístico de hipótese não paramétrico <i>Mann-Whitney U Test</i>	184

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	Associação do Alumínio (<i>Aluminum Association</i>)
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Instituto Americano de Ferro e Aço (<i>American Iron and Steel Institute</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>)
CCD	Planejamento Composto Central (<i>Central Composite Design</i>)
CEFET-MG	Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
CNC	Comando Numérico Computadorizado
CFC	Corpo de Face Centrada
CPM	Metalurgia de Partículas de Cadinho (<i>Crucible Particle Metallurgy</i>)
CPS	Contagem Por Segundo
CV	Coeficiente de Variação
CVD	Deposição Química à Vapor (<i>Chemical Vapor Deposition</i>)
DEMAT	Departamento de Materiais
DF%	Diferença Percentual
DLC	Carbono tipo diamante (<i>Diamond-Like Carbon</i>)
DOE	Planejamento de Experimentos (<i>Design Of Experiments</i>)
EDS	Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (<i>Energy Dispersive X-ray Spectroscopy</i>)
FCA	Fiat Chrysler Automobiles
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

MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura (<i>Scanning Electron Microscopy</i>)
MS	Pulverização catódica (<i>Magnetron sputtering</i>)
NBR	Norma Brasileira
NM	Norma MERCOSUL
PCD	Diamante Sintético Policristalino
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>)
TTT	Tempo Temperatura Transformação
XPS	Espectroscopia de Raios X por Fotoelétrons (<i>X-ray Photoelectron Spectroscopy</i>)

LISTA DE SÍMBOLOS

ψ	Ângulo da aresta transversal	graus
α	Alfa	
ε	Epsilon, erro experimental do modelo de regressão DOE	
β''	Precipitado Mg_2Si de morfologia acicular de agulhas, coerente com a matriz	
β'	Precipitado Mg_2Si de morfologia acicular de bastonetes, semicoerente com a matriz	
β	Precipitado Mg_2Si de morfologia grosseira, incoerente com a matriz	
$^{\circ}C$	Grau Celsius	
μm	Micrometro	$10^{-6} m$
a, b, c, d, e	Coeficientes do modelo de regressão DOE	
a-C	Carbono amorfo duro não hydrogenado	
a-C:H	Carbono amorfo hydrogenado	
Al	Alumínio	
Al-Cu	Liga Alumínio-Cobre	
Al-Zn	Liga Alumínio-Zinco	
Al-Mg	Liga Alumínio-Magnésio	
Al-Si	Liga Alumínio-Silício	
Al-Mg-Si	Liga Alumínio-Magnésio-Silício	
Al_2O_3	Alumina	
C	Carbono	
C-O	Ligação simples entre carbono e oxigênio	
C=O	Ligação dupla entre carbono e oxigênio	
C-sp ²	Ligação entre átomos de carbono em configuração de grafite, sp ²	
C-sp ³	Ligação entre átomos de carbono em configuração de diamante, sp ³	
Co	Cobalto	
Cr	Cromo	

CrN	Nitreto de cromo	
Cu	Cobre	
eV	Elétron-volt	
f	Avanço	mm/rot
Fe	Ferro	
Fe ₃ C	Cementita	
g	grama	10 ⁻³ kg
GPa	Giga Pascal	10 ⁹ Pa
H ₀	Hipótese estatística nula	
H ₁	Hipótese estatística alternativa	
I _D	Intensidade da banda D	
I _G	Intensidade da banda G	
k	Número de fatores selecionados no DOE	
kgf	Quilograma força	9,81 N
kV	Quilovolt	10 ³ volts
m	Metro	
min	Minuto	60 s
ml	Mililitro	10 ⁻³ m ³
mm	Milímetro	10 ⁻³ m
M _{início}	Temperatura inicial de formação da martensita	°C
M _{final}	Temperatura final de formação da martensita	°C
MC (ou VC)	Carboneto de vanádio	
M ₂ C	Carboneto de composto por ferro, tungstênio (W ₂ C) e molibdênio (Mo ₂ C)	
M ₆ C	Carboneto de composto por ferro, tungstênio (W ₆ C) e molibdênio (Mo ₆ C)	
M ₇ C ₃ e M ₂₃ C ₆	Carbonetos de cromo	
M ^I ₇ M ^{II} ₆	Intermetálico formado por ferro/colbato (M ^I) e tungstênio/molibdênio (M ^{II})	
Mg	Magnésio	

Mg ₂ Si	Siliceto de magnésio	
Mn	Manganês	
Mo	Molibdênio	
MoS ₂	Bissulfeto de molibdênio	
MPa	Mega Pascal	10 ⁶ Pa
$n_{réplica}$	Número de réplicas selecionado no DOE	
$n_{central}$	Número de pontos centrais estabelecidos no DOE	
N ₂	Nitrogênio	
nA	Nanoampère	10 ⁻⁹ ampères
NaOH	Hidróxido de sódio	
Nb	Nióbio	
Ni	Níquel	
nm	Nanometro	10 ⁻⁹ m
p-valor _{calculado}	Índice estatístico de significância calculado	
p-valor _{referência}	Índice estatístico referência de significância	
R _a	Parâmetro bidimensional de média aritmética	µm
R _q	Parâmetro bidimensional de média aritmética quadrática	µm
R _z	Parâmetro bidimensional de altura máxima média	µm
R _{sk}	Parâmetro bidimensional de assimetria	µm
R _{ku}	Parâmetro bidimensional de curtose	µm
rot.	Rotação	
s	Segundo	
S _a	Parâmetro tridimensional de média aritmética	µm
Si	Silício	
SiC	Carbeto de silício	
S _{ku}	Parâmetro tridimensional de curtose	
sp ²	Hibridização 2 do carbono	
sp ³	Hibridização 3 do carbono	

S_q	Parâmetro tridimensional de média aritmética quadrática	μm
S_{sk}	Parâmetro tridimensional de assimetria	
S_z	Parâmetro tridimensional de altura máxima média	μm
t	Índice estatístico de referência do limite mínimo de efeito significativo da variável independente	
ta-C	Carbono amorfo tetraédrico	
ta-C:H	Carbono amorfo tetraédrico hidrogenado	
Ti	Titânio	
TiB ₂	Diboreto de titânio	
TiCN	Carbonitreto de titânio	
TiN	Nitreto de titânio	
TiAlN	Nitreto de alumínio titânio	
V	Vanádio	
V_c	Velocidade de corte	m/min
V_f	Velocidade de avanço	mm/min
V_e	Velocidade efetiva	mm/min
y_i	Elemento i de altura ou profundidade mensurada no comprimento de avaliação	μm
Zn	Zinco	
ZrN	Nitreto de zircônio	
W	Tungstênio	
WC	Carboneto de tungstênio	
WC/C	Carboneto de tungstênio com carbono amorfo a-C	
R^2_{ajustado}	Coeficiente de determinação	
T3	Tratamento térmico de solubilização, trabalho à frio e envelhecimento natural	
T4	Tratamento térmico de solubilização e envelhecimento natural	

T6

Tratamento térmico de solubilização e
envelhecimento artificial

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	23
2 Objetivo.....	26
2.1 Objetivo geral	26
2.2 Objetivos específicos	26
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
3.1 Alumínio e suas ligas	27
3.1.1 <i>Liga Al-Mg-Si 6351 T6.....</i>	<i>28</i>
3.1.2 <i>Tratamento T6 e a formação do siliceto de magnésio</i>	<i>29</i>
3.2 Processo de furação.....	33
3.2.1 <i>Ferramentas de corte utilizadas no processo: brocas helicoidais.....</i>	<i>36</i>
3.2.2 <i>Influência dos principais parâmetros de usinagem</i>	<i>40</i>
3.2.3 <i>Aspectos da usinagem a seco</i>	<i>43</i>
3.3 Material para fabricação de ferramentas de corte – Aço-rápido.....	47
3.3.1 <i>Tratamento térmico de têmpera e revenido.....</i>	<i>48</i>
3.3.2 <i>Funções dos elementos de liga aplicados nas ferramentas de corte</i>	<i>50</i>
3.4 Carbono e suas formas alotrópicas	52
3.4.1 <i>Carbono amorfo semelhante ao diamante: DLC – Diamond-Like Carbon.....</i>	<i>54</i>
3.4.2 <i>Deposição do DLC por meio do processo de pulverização catódica</i>	<i>55</i>
3.4.3 <i>Caracterização do revestimento por meio da espectroscopia Raman.....</i>	<i>57</i>
3.5 Estudo da rugosidade	59
3.5.1 <i>Parâmetros clássicos de medição: R_a e R_q.....</i>	<i>61</i>
3.5.2 <i>A importância da rugosidade nos estudos tribológicos.....</i>	<i>62</i>
3.5.3 <i>Definição dos parâmetros de assimetria e curtose</i>	<i>64</i>
3.5.4 <i>Aplicações dos parâmetros de assimetria e curtose.....</i>	<i>67</i>
3.6 Planejamento de experimentos	71
3.6.1 <i>Planejamento composto central.....</i>	<i>72</i>

3.6.2	<i>Análise de resultados no planejamento experimental.....</i>	75
4	METODOLOGIA	78
4.1	 Materiais	79
4.2	Preparação dos corpos de prova	79
4.3	Caracterizações	81
4.3.1	<i>Liga de alumínio e aço-rápido.....</i>	81
4.3.2	<i>Revestimento DLC depositado sobre o aço-rápido AISI M35.....</i>	83
4.4	Ensaio de usinagem	84
4.4.1	<i>Brocas de aço-rápido utilizadas nos ensaios de usinagem</i>	84
4.4.2	<i>Elaboração dos ensaios de usinagem</i>	85
4.4.3	<i>Mensuração das variáveis de respostas.....</i>	90
4.4.4	<i>Análise estatística dos resultados.....</i>	93
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	95
5.1	Caracterização dos materiais	95
5.1.1	<i>Liga Al-Mg-Si 6351 T6.....</i>	95
5.1.2	<i>Aço-rápido AISI M35.....</i>	100
5.1.3	<i>Revestimento DLC.....</i>	113
5.2	Ensaio de usinagem: processo de furação em liga Al-Mg-Si 6351 T6	121
5.2.1	<i>Análise de estatística descritiva dos parâmetros de rugosidade</i>	121
5.2.2	<i>Análise de estatística inferencial dos parâmetros de rugosidade</i>	128
5.2.3	<i>Acompanhamento da formação de mecanismos de desgaste nas ferramentas de corte</i>	145
6	CONCLUSÃO	151
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	153
	APÊNDICE A	179

1 INTRODUÇÃO

A furação é um dos processos convencionais mais utilizados na manufatura, representando aproximadamente um terço de todas as operações de usinagem de metais leves e compósitos (SAKHIYA e ROLA, 2014; KUSHNOORE et al., 2016; ZHU et al., 2018). O desenvolvimento de tecnologias que possam torná-la menos agressiva ao meio ambiente tem sido incentivada, promovendo a sustentabilidade dos negócios da indústria de manufatura (CHETAN et al., 2015; RIBEIRO FILHO et al., 2017). A usinagem a seco tem-se mostrado uma tendência para tornar a manufatura mais “verde”, ou seja, com menores impactos ambientais e insalubres. Ao mesmo tempo, a temperatura de corte e o mecanismo de adesão são desafios para a usinagem dos materiais ferrosos e não ferrosos. Na furação a seco de ligas de alumínio, esses problemas são encontrados e aumentam com a profundidade e a quantidade de furos realizados. Logo, estudos voltados para a compreensão dos efeitos das variáveis do processo têm ganhado reconhecimento (RAHIM e SASAHARA, 2011; CHETAN et al., 2015; RIBEIRO FILHO et al., 2017; PAKTINAT e AMINI, 2018).

O carbono semelhante ao diamante (DLC – *Diamond-Like Carbon*) é uma forma metaestável do carbono amorfo que combina as propriedades do diamante e do grafite. Vem sendo estudado há algumas décadas, destacando-se em diversas aplicações e tem mostrado desempenho satisfatório na usinagem a seco de ligas de alumínio devido à capacidade de autolubrificação, inércia química e dureza (SALAH et al., 2016; KOVACI et al., 2018; KUMAR, Ch. et al., 2020).

A qualidade de um furo é especificada de acordo com a aplicação. Em geral, desvios de diâmetro, circularidade e cilindridade são características macro geométricas, enquanto a rugosidade da parede do furo representa a característica micro geométrica. Estudos são realizados para melhorar o desempenho dos processos, tendo a rugosidade como a variável resposta (TODOROVIC et al., 2015; MENEZES e KAILAS, 2016; HALEEL, 2018; YAŞAR, 2019). Associar a estatística aos estudos científicos permite a obtenção de respostas confiáveis com o uso consciente de insumos. Ferramentas como o planejamento de experimentos (DOE), análise de variância (ANOVA) e a metodologia de superfície de resposta (RSM) são abordados frequentemente, sendo úteis para aperfeiçoar os parâmetros de usinagem sobre a rugosidade. O avanço (f) e a velocidade de corte (V_c) são os principais parâmetros de

cutte que afetam a rugosidade (GARG e GOYAL, 2015; GIASIN e AYVAR-SOBERANIS, 2016).

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 que descrevem como as asperezas da superfície estão distribuídas ao longo do perfil de rugosidade. Além da utilização de processos não convencionais de usinagem para manipular esses parâmetros, Yin et al. (2019) afirmaram que processos convencionais também podem alterar as propriedades das superfícies tribológicas. Isso torna-se um incentivo para investigar como a assimetria e a curtose se comportam nos processos de torneamento, fresamento, furação, entre outros.

Baseado nas informações expostas, este trabalho propôs estudar os parâmetros de assimetria R_{sk} e curtose R_{ku} em superfícies de uma liga de alumínio Al-Mg-Si 6351 T6 usinadas pela furação a seco utilizando brocas de aço-rápido AISI M35 com e sem revestimento DLC. As ligas utilizadas foram caracterizadas pelas técnicas de microscopia óptica e eletrônica, espectrometria de emissão óptica e ensaios de dureza. O revestimento foi caracterizado pelas técnicas de microscopia eletrônica, espectroscopias Raman e de raios X por fotoelétrons. As operações de usinagem foram realizadas em um centro de usinagem, sendo 120 furos usinados em 24 corpos de prova distintos pelas combinações paramétricas do avanço, da velocidade de corte e da condição da ferramenta (com e sem revestimento). A análise da influência dos parâmetros de usinagem sobre a rugosidade foi auxiliada por planejamento experimental fatorial e os resultados foram analisados por meio da análise da variância (ANOVA) e da metodologia de superfície de resposta (RSM).

Observou-se que os parâmetros de assimetria e curtose são mais abordados em estudos tribológicos em que as superfícies são frequentemente modificadas por processos não convencionais, como a texturização a laser, por exemplo. Nesse ponto de vista, a proposta desse trabalho pode contribuir para o estado da arte em informações que correlacionam esses parâmetros nos processos convencionais de usinagem. Stout (1980) e Horváth et al. (2015a), por exemplo, apresentam valores tabelados os quais se esperam obter R_{sk} e R_{ku} nos processos de torneamento e fresamento. Por outro lado, informações sobre a furação não são relatadas com frequência. Além do processo em si, a utilização do DLC como revestimento de ferramentas de corte também poderá contribuir para a compreensão do comportamento dos parâmetros de rugosidade. Relacionados aos aspectos positivos

mencionados nos estudos tribológicos, é esperado que o DLC proporcione a redução de R_a e R_q , valores de R_{sk} negativos ou próximos de zero e valores de R_{ku} menores ou iguais a três, quando comparado à ferramenta sem revestimento.

2 OBJETIVO

2.1 Objetivo geral

Estudar os parâmetros bidimensionais de assimetria (R_{sk}) e curtose (R_{ku}) da rugosidade durante a furação a seco de uma liga de alumínio Al-Mg-Si 6351 T6, investigando estatisticamente a influência do avanço, da velocidade de corte e da presença do revestimento DLC aplicado na broca helicoidal de aço-rápido AISI M35.

2.2 Objetivos específicos

- Caracterizar a liga Al-Mg-Si 6351 T6 e o aço-rápido AISI M35 por meio de análise química por espectrometria de emissão óptica, dureza respectivamente em ensaios Rockwell e Brinell, e análise microestrutural por meio de microscopias óptica e eletrônica de varredura;
- Caracterizar o revestimento DLC quanto à amorfização por meio da espectroscopia Raman, quanto à composição química pela espectroscopia de raios X por fotoelétrons e sua espessura por meio da microscopia eletrônica de varredura;
- Utilizar o planejamento de experimentos (DOE) na elaboração dos ensaios de usinagem;
- Mensurar os parâmetros de rugosidade média aritmética R_a e média aritmética quadrática R_q como suporte para as análises dos parâmetros R_{sk} e R_{ku} ;
- Analisar e validar os resultados estatisticamente por meio da análise de variância (ANOVA), modelo de regressão e a metodologia de superfície de resposta (RSM).

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Alumínio e suas ligas

O alumínio é um dos materiais mais abundantes na crosta terrestre, extraído da bauxita, caulinita ou da nefelina com outros materiais como o oxigênio, formando então o óxido de alumínio. É um metal não ferroso, de estrutura cúbica de face centrada (CFC), dúctil, temperatura de fusão de aproximadamente 660°C e apresenta relativamente boa usinabilidade quando comparado aos metais ferrosos. É utilizado geralmente em situações em que a redução de peso e resistência à corrosão são fatores importantes, principalmente nas indústrias automotiva e aeroespacial (JR et al., 2016; ANNIGERI et al., 2016). Além disso, segundo Blanco et al. (2020), o alumínio apresenta um índice de reciclagem de até 95%. Os autores afirmam que em sua produção, em média 39% da composição é de alumínio reciclado. Liang, J. et al. (2018) citam, como exemplo, que os cavacos oriundos do torneamento, furação, entre outros processos são comumente reciclados por meio do processo de fundição.

O alumínio puro, quando combinado a elementos de liga como o cobre (Cu), magnésio (Mg), silício (Si), ferro (Fe), zinco (Zn) e manganês (Mn), forma-se as ligas de alumínio (GONÇALVES e SILVA, 2015; WANG et al., 2016; LI e WANG, 2017; MOHANAVEL et al., 2018). 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.

De acordo com ASM (1990a), a nomenclatura e a classificação das ligas mais usuais são regidas pela Associação do Alumínio, do inglês *Aluminum Association* (AA). Podem ser classificadas quanto ao processo de fabricação, composição química e o tratamento térmico que recebem. Quanto ao tratamento térmico, as ligas se dividem em não tratáveis (1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX) e tratáveis termicamente (2XXX, 6XXX e 7XXX). As ligas não tratáveis podem ser endurecidas por processos de conformação a frio.

De acordo com o processo de fabricação, as ligas de alumínio podem ser divididas em dois grupos (ASM, 1990a; JR et al., 2016):

1. Ligas trabalhadas: destinadas à fabricação de produtos semiacabados, como laminados planos (placas, chapas e folhas), laminados não planos (tarugos, barras e arames), perfis extrudados e componentes forjados. A nomenclatura das ligas é representada por quatro dígitos.
2. Ligas fundidas: destinadas à fabricação de componentes fundidos. A nomenclatura é representada por três dígitos.

As ligas da série 6XXX, ou ligas Alumínio-Magnésio-Silício (Al-Mg-Si), são utilizadas com frequência na construção de estruturas em aeronaves e automóveis devido à associação de boas propriedades mecânicas, baixa densidade e alta resistência à corrosão com o menor consumo energético gasto durante os processamentos de usinagem e conformação (DING et al., 2015; JR et al., 2016; ZHANG et al., 2017). Hirsch (2014) comenta que essa série representa um avanço dos estudos da seleção de materiais e inovação, principalmente, no setor automotivo que vem sofrendo pressão política para reduzir o consumo de combustível e a emissão de poluentes. De acordo com Cabibbo et al. (2018), as ligas da série 6XXX representam aproximadamente 90% do volume total de alumínio consumido nos países ocidentais.

A série 6XXX é classificada como de média resistência mecânica quando comparada às séries 2XXX e 7XXX. Apresentam o silício e o magnésio como seus principais elementos de liga. São submetidas aos tratamentos térmicos T4 e T6 de solubilização e envelhecimento para a formação do siliceto de magnésio (Mg_2Si), a fase “chave” para a maximização das propriedades mecânicas. Processos de deformação plástica severa também podem ser adicionados para refinar a microestrutura. As ligas 6061, 6101, 6063, 6082 e 6351 são algumas representantes dessa série (HIRSCH, 2014; MIRZAKHANI e PAYANDEH, 2015; ANNIGERI et al., 2016; CABIBBO et al., 2018).

3.1.1 Liga Al-Mg-Si 6351 T6

A liga de alumínio 6351 é utilizada na fabricação de estruturas, como pontes, veículos rodoviários e ferroviários, guindastes e treliças de telhados (ASM, 1990a;

SILVA, 2013; ANNIGERI et al., 2016; THOMAS e KALAICHELVAN, 2018). De acordo com Sreeharan e Kannan (2019), recentemente tem ganhado espaço na indústria aeroespacial e automotiva. O tratamento T6 é referente a um processo de endurecimento por precipitação que confere à liga a máxima resistência mecânica.

Observa-se que esta liga vem sendo estudada em diferentes áreas, como na usinagem, soldagem e corrosão. Monticelli et al. (1991) já haviam utilizado a liga 6351 para investigar o efeito do uso de substâncias inibidoras da corrosão por pite. Palanivel et al. (2014) estudaram a soldagem por fricção das ligas de alumínio, sendo a 6351 T6 uma delas. Show et al. (2014) a utilizaram para verificar os efeitos da adição de carboneto de silício sobre a resistência ao desgaste durante o ensaio pino sobre disco. Gonçalves e Silva (2015) estudaram a influência do teor de cobre sobre a usinabilidade da liga. Sinha et al. (2016) investigaram os efeitos dos parâmetros do processo de soldagem por fricção sobre as propriedades mecânicas e microestruturais. Annigeri et al. (2016) estudaram a influência dos parâmetros de usinagem sobre a rugosidade durante o torneamento da liga. Os efeitos do diâmetro do consumível durante a deposição da liga 6351 T6 sobre um substrato de aço por meio de fricção foram estudados por Badheka, K. e Badheka, V. (2017). Tavares e Bracarense (2017) investigaram a soldagem por fricção entre a liga 6351 T6 e o aço SAE 1020. Galvis et al. (2017) estudaram os parâmetros de deposição da liga 6351 T6 sobre uma liga da série 5XXX pelo processo de soldagem por fricção. Alves et al. (2019) também utilizaram essa liga para investigar os efeitos dos parâmetros de anodização e coloração sobre a resistência à corrosão.

3.1.2 Tratamento T6 e a formação do siliceto de magnésio

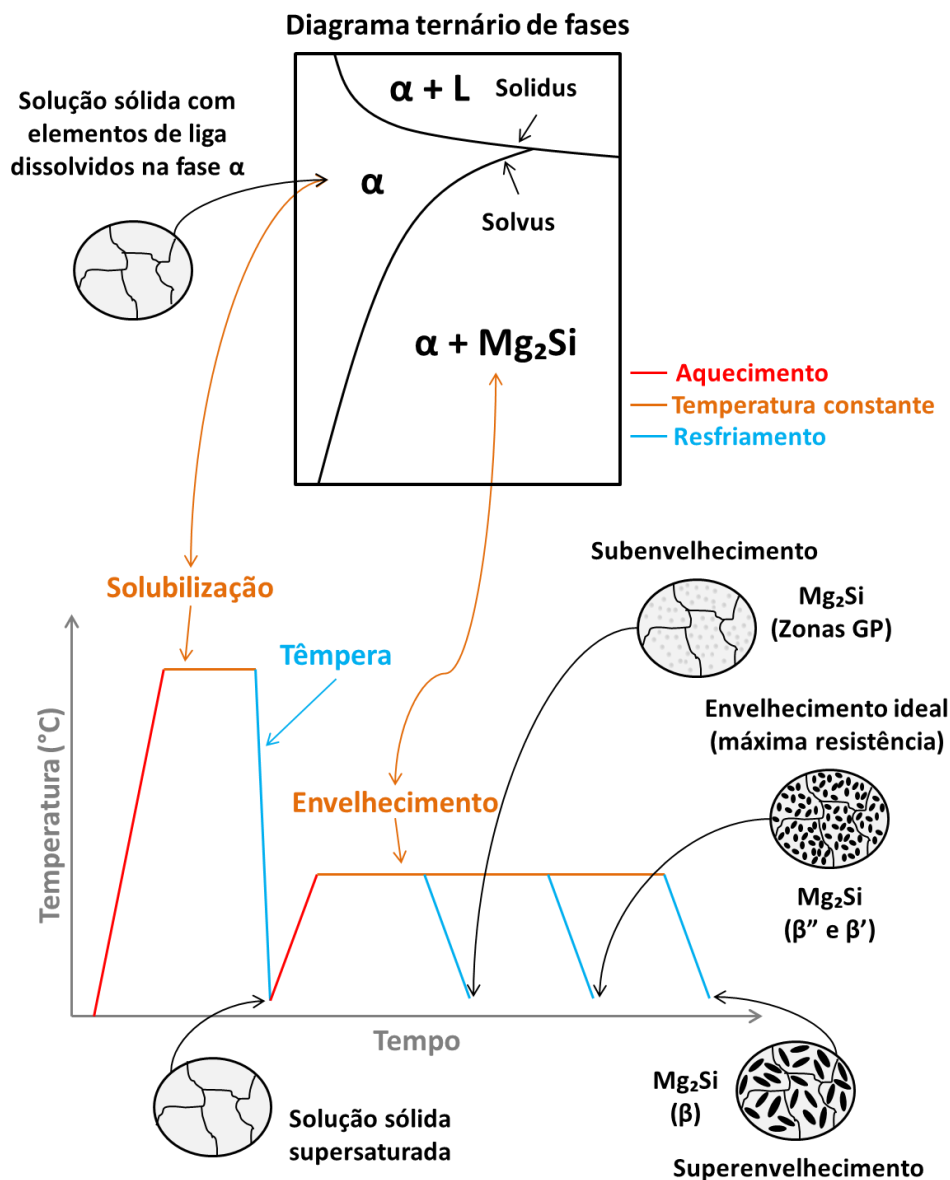
Métodos de modificação microestrutural dos materiais são aplicados nas ligas de alumínio com a finalidade de aperfeiçoar suas propriedades mecânicas. O tratamento térmico T6 é um deles, que envolve três estágios: (1) solubilização, (2) têmpera e (3) envelhecimento artificial (RAHMAN et al., 2019). O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

No primeiro estágio (solubilização) a liga é aquecida a uma determinada temperatura dentro da região da fase α , no qual 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. Nesse estágio, a microestrutura é caracterizada por uma solução sólida supersaturada de precipitados, pois nessa temperatura a fase α não é capaz de manter a solubilidade completa. A microestrutura atual é instável e se mantida nessa condição de temperatura, irá iniciar um processo de precipitação natural, que é referente ao terceiro estágio do tratamento T4: o envelhecimento natural. Porém, no tratamento T6 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). De acordo com Wang et al. (2016), o tratamento T4 proporciona menor resistência mecânica à liga, quando comparado ao T6. Porém, ligas tratadas pelo T4 apresentam maior conformabilidade.

Durante o envelhecimento artificial, último estágio do tratamento T6 (Figura 1), 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, mas não o máximo, 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 coerentes (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).

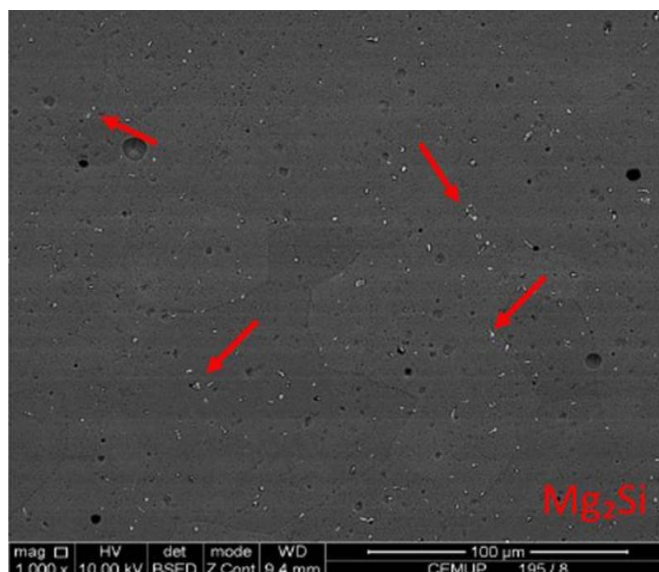
Figura 1: Estágios do tratamento térmico T6



Fonte: Adaptado de Maia, 2012; Marques, 2015; Rahman et al., 2019.

Maia (2012) estudou o efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101. Em seus resultados, relatou que a análise da microestrutura por meio da microscopia óptica não possibilitou a observação eficaz dos precipitados, sendo necessária, então, utilizar a microscopia eletrônica de varredura (MEV). A microestrutura obtida após o tratamento de solubilização e envelhecimento artificial é apresentada na Figura 2, no qual se verificou a presença da fase intermetálica (cor branca, indicadas pelas setas) dispersa na matriz.

Figura 2: Microestrutura resultante após tratamento de solubilização e envelhecimento

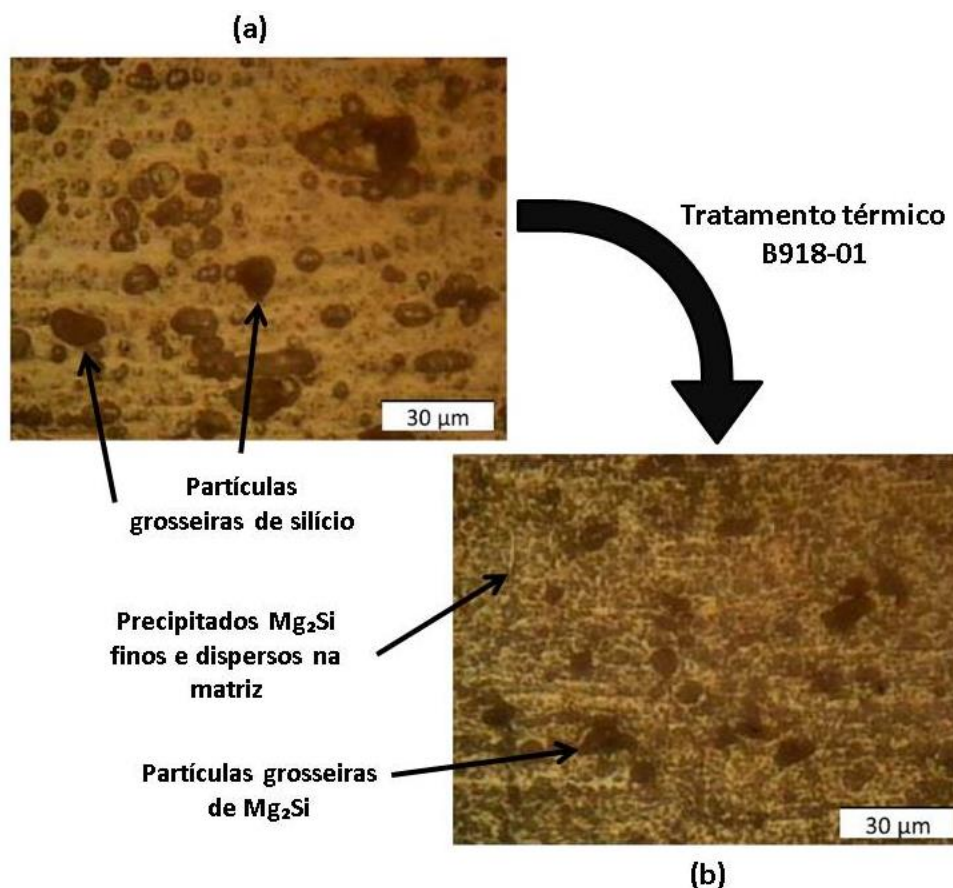


Fonte: Adaptado de Maia, 2012.

Sreeharan e Kannan (2019) estudaram a microestrutura e as propriedades mecânicas da liga 6351 após distintos métodos de soldagem. Um tratamento térmico de precipitação identificado como B918-01 pela ASTM foi aplicado após a soldagem. Esse tratamento envolve o aquecimento da liga na temperatura de 185°C por seis horas e, em seguida, um resfriamento em forno (envelhecimento artificial). Os autores apresentaram a microestrutura da liga, analisada por microscopia óptica, antes e após o tratamento térmico em todos os métodos de soldagem. Uma das análises é apresentada na Figura 3.

Os autores evidenciaram uma distribuição de partículas grosseiras de silício residual (Figura 3(a)). Esse elemento seria responsável pelo dano microestrutural quando solicitada alguma deformação plástica. Depois de submetido ao tratamento de precipitação e envelhecimento artificial, a microestrutura foi modificada pela dispersão aleatória do siliceto de magnésio, majoritariamente em forma de agulhas e algumas partículas grosseiras (Figura 3(b)).

Figura 3: Modificação microestrutural resultante do tratamento térmico de precipitação



Fonte: Adaptado de Sreeharan e Kannan (2019).

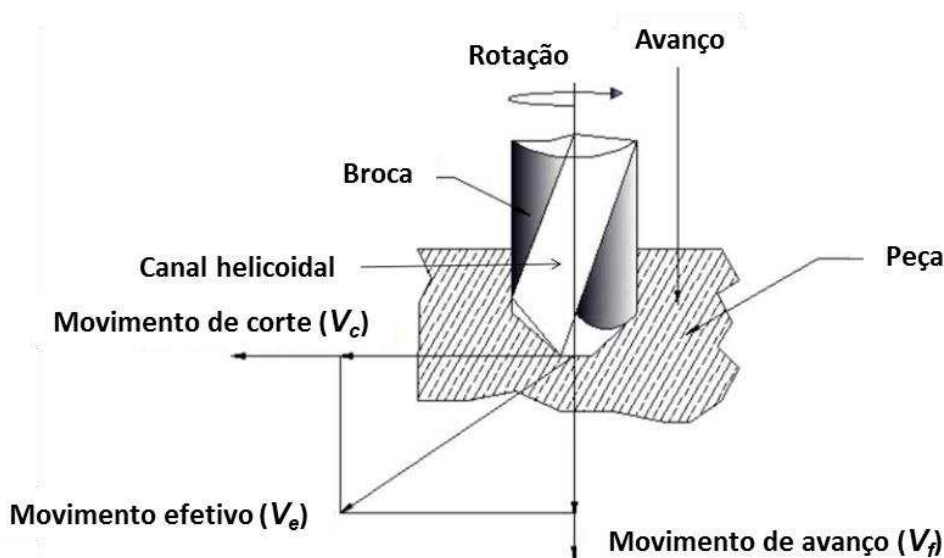
3.2 Processo de furação

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 de compósitos (SAKHIYA e ROLA, 2014; PAKTINAT e AMINI, 2018; HALEEL, 2018). Zhu et al. (2018) comentam que cerca de cem mil furos estão presentes em uma turbina e mais de um milhão são produzidos para a montagem de aeronaves comerciais. Em alguns casos, a furação é um processo inicial, como, por exemplo, para o alargamento e o rosqueamento, possibilitando, assim, o acoplamento entre componentes (GARG e GOYAL, 2015; UDDIN et al., 2018; GHASEMI et al., 2018).

O produto básico desse processo é um furo cilíndrico. A ferramenta convencional é a broca helicoidal de duas arestas, fixada no porta-ferramenta

denominado “mandril”. Em rotação, a ferramenta avança verticalmente em relação à superfície do material, removendo cavacos geralmente helicoidais que se formam do centro para as extremidades das arestas de corte. Na medida em que a broca avança, o comprimento de usinagem aumenta e a parede do furo se forma. Denomina-se “furo passante” quando o comprimento de usinagem é superior à seção transversal do material. No caso contrário, o furo será “cego” (GARG e GOYAL, 2015; UDDIN et al., 2018). Uma representação cinemática do processo é apresentada na Figura 4.

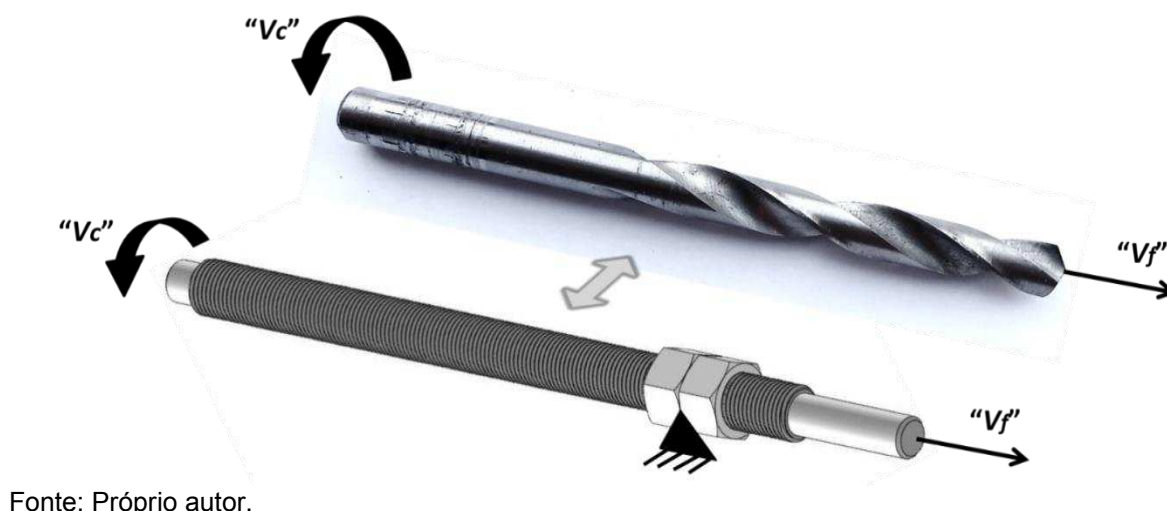
Figura 4: Cinemática do processo de furação



Fonte: Adaptado de Martins, 2016.

O movimento de corte, rotativo, é aquele responsável pela remoção de cavaco quando as arestas de corte percorrem o perímetro da broca em uma volta completa. Esse movimento é quantificado por meio da velocidade de corte (V_c). O movimento de avanço, linear, refere-se ao deslocamento retilíneo coincidente ao eixo de rotação da ferramenta. É determinado pela velocidade de avanço (V_f). Somado ao movimento de corte, promove a remoção contínua de cavaco (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011; MARTINS, 2016). O movimento efetivo (V_e) representa a resultante dos dois movimentos citados anteriormente, sendo, então, considerado como tridimensional. De acordo com Flores e Claro (2005), o movimento helicoidal é tridimensional, em que os pontos de uma barra movem-se com rotação em torno de um eixo fixo e com translação na direção desse mesmo eixo, em analogia ao deslocamento de uma barra roscada em uma porca (Figura 5).

Figura 5: Representação do movimento helicoidal de um parafuso em analogia ao movimento efetivo da broca



Fonte: Próprio autor.

A furação é considerada como um dos processos mais complexos da usinagem convencional. Em primeiro lugar, a velocidade de corte varia de zero ao máximo a partir do centro da ferramenta até a extremidade que delimita o diâmetro total. Nesse centro, onde localiza-se a aresta transversal, o material, ao invés de ser cisalhado, é extrudado. Em segundo, na medida em que a profundidade do furo aumenta, o cavaco se torna mais longo, a dissipação de calor nas arestas de corte é dificultada e a área de contato com a parede do furo se torna maior. A ação do fluido de corte, quando aplicado, torna-se cada vez mais ineficiente e a probabilidade de falha da ferramenta aumenta. Em alguns casos, a quebra de uma broca pode significar a perda de uma peça, pois nem sempre será possível retirá-la do furo (CHILDS et al., 2000; KELLY e COTTERELL, 2002; RIVERO et al., 2006; AMINI et al., 2017; BURANSKÁ e BURANSKÝ, 2018). Segundo Martins (2016), todas estas observações podem ser agravadas quando se usina furos com profundidades maiores que cinco vezes o diâmetro da ferramenta.

O principal foco da indústria é unir qualidade, baixo custo e menor tempo de produção (HALEEL, 2018). Embora os processos modernos de remoção de metal, como a usinagem ultrassônica, usinagem de feixe de elétrons, usinagem de jato abrasivo e usinagem a laser tenham melhorado a manufatura, a furação convencional ainda é um processo de grande importância. Muitos estudos são realizados para investigar os efeitos de vários parâmetros como a velocidade de corte, o avanço, a geometria e o material da ferramenta, uso de revestimentos e a aplicação de

diferentes fluidos de corte (SAKHIYA e ROLA, 2014; ZHU et al., 2018; UDDIN et al., 2018). Modelagem por elementos finitos, metodologias estatísticas, materiais para ferramentas, esforços de corte e acabamento do produto são abordados com frequência (GHASEMI et al., 2018).

3.2.1 Ferramentas de corte utilizadas no processo: brocas helicoidais

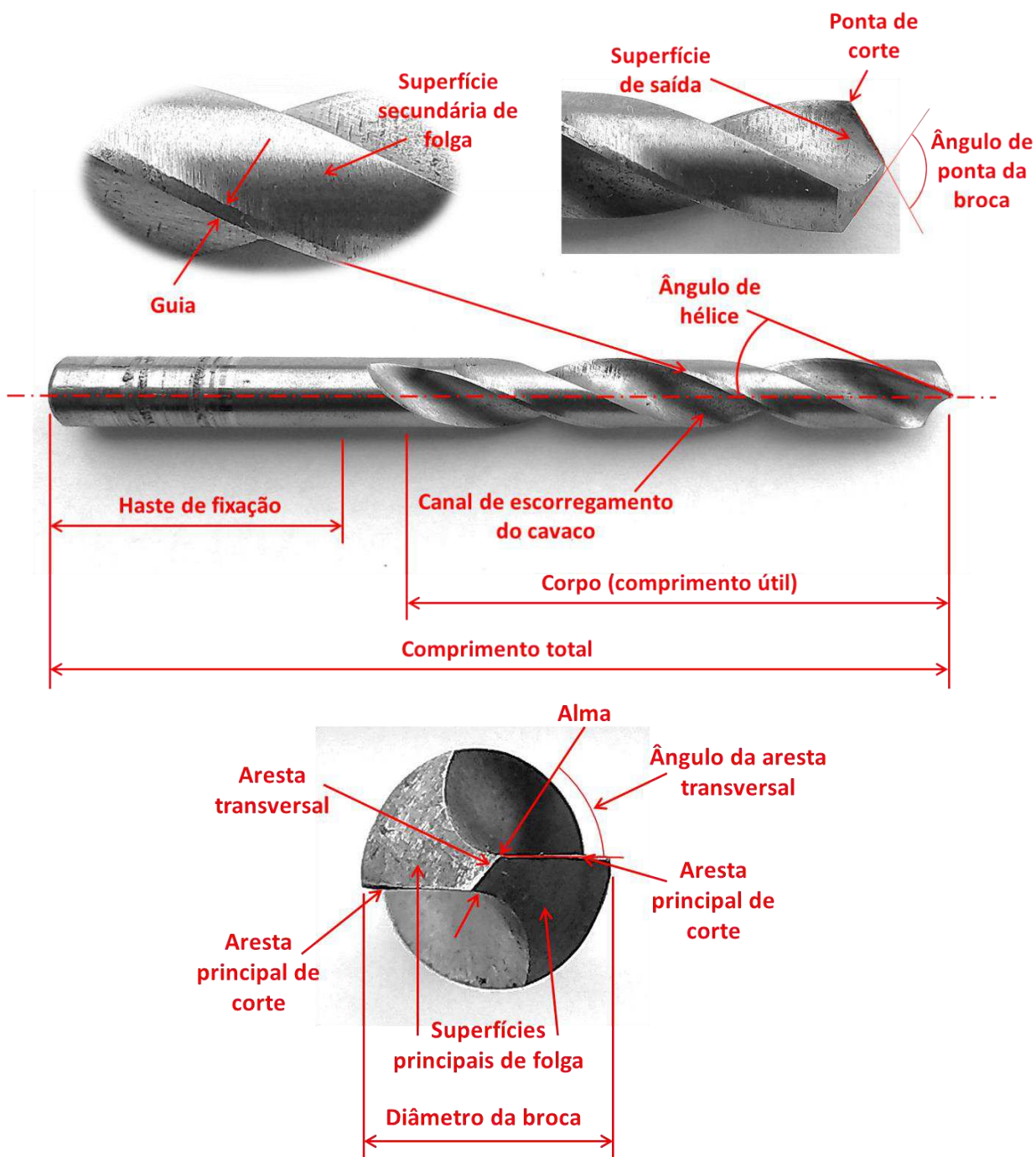
O tipo de ferramenta varia de acordo com o material da peça, características e a quantidade de furos usinados em determinados períodos de tempo, além da máquina-ferramenta utilizada. A seleção correta e a utilização de maquinário e seus acessórios em condições adequadas de uso podem levar à maximização da vida útil da ferramenta de corte, reduzindo, assim, futuros custos com aquisição de materiais mais resistentes (ASM, 1989; GARG e GOYAL, 2015).

A broca helicoidal N de duas arestas (Figura 6) é conhecida como broca de uso geral. Apresenta a geometria convencional das brocas. Devida à sua disponibilidade em diversos diâmetros, é utilizada para a usinagem geral de metais ferrosos e não ferrosos. É ideal para usinagem de ligas de alumínio com teor de silício abaixo de 10%. O ângulo de hélice é de aproximadamente 28° (ASM, 1989; NOVASKI, 1996; MIRANDA, 2003; BOEIRA, 2010).

Os parâmetros mais importantes a serem considerados em uma broca helicoidal convencional são: ângulo de hélice, ângulo de ponta da broca, espessura da alma, ângulo de folga principal e diâmetro da broca (SHAW, 2005; RIVERO et al., 2006; MACHADO et al., 2011; MARTINS, 2016; SUGITA et al., 2019). Algumas das partes constituintes de uma broca helicoidal convencional são apresentadas na Figura 6.

A superfície de saída (Figura 6) é a qual se observa a formação do cavaco e o seu escoamento, em saída da área de corte, por meio dos canais helicoidais. A superfície principal de folga contém a aresta principal de corte e defronta com a superfície principal que está sendo usinada. E a superfície secundária de folga contém a sua aresta de corte secundária (ou guia) e defronta com a superfície secundária em usinagem: a parede do furo (NOVASKI, 1996; MIRANDA, 2003; BOEIRA, 2010; MACHADO et al., 2011).

Figura 6: Partes constituintes de uma broca convencional

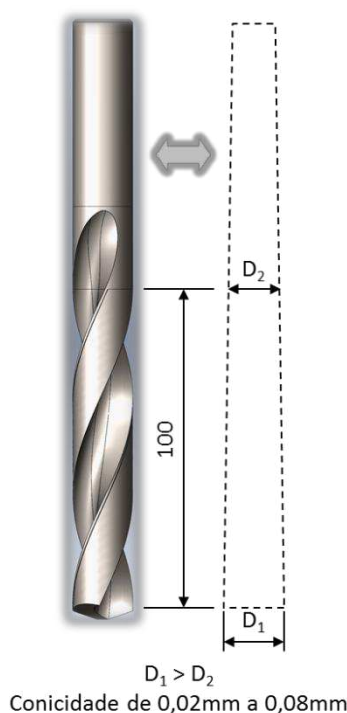


Fonte: Próprio autor.

A aresta principal de corte (Figura 6) é formada pelas superfícies de saída e de folga, a qual produz na peça a superfície principal de usinagem. As duas arestas vistas de frente são paralelas entre si, e vistas de lado formam entre si o ângulo de ponta da broca (TEIXEIRA, 1995; CORRÊA, 1996; MIRANDA, 2003; BOEIRA, 2010; MACHADO et al., 2011).

A guia é a aresta secundária de corte formada pelo encontro das superfícies de saída e de folga secundária (Figura 6). Estende-se ao longo de todo o canal helicoidal a partir da ponta de corte. É responsável pela qualidade superficial da parede do furo usinada e atua como apoio lateral à broca. Para reduzir o atrito e evitar a adesão com a parede do furo, as brocas apresentam uma pequena redução de diâmetro externo ao longo do comprimento (uma conicidade de 0,02mm a 0,08mm a cada 100mm de comprimento), o que leva ao trabalho da guia somente nas proximidades das arestas principais de corte (TEIXEIRA, 1995; CORRÊA, 1996; NOVASKI, 1996; TRENT e WRIGHT, 2000; MIRANDA, 2003; SHAW, 2005; BOEIRA, 2010; MACHADO et al., 2011). Essa redução de diâmetro da broca é ilustrada na Figura 7.

Figura 7: Ilustração do perfil cônico de uma broca convencional ao longo de seu comprimento



Fonte: Adaptado de Teixeira, 1995.

A ponta de corte (Figura 6) é uma parte relativamente pequena da cunha de corte onde se encontram as arestas principal e secundária de corte. Pode ser a intersecção das arestas, ou a concordância das duas, por meio de um arredondamento ou um chanfro. Nas pontas de corte encontram-se as máximas velocidades de corte e as solicitações térmicas e mecânicas (NOVASKI, 1996; TEIXEIRA, 1995; MIRANDA, 2003; MACHADO et al., 2011).

Os canais helicoidais, ou canais de escorregamento do cavaco (Figura 6), são responsáveis pela formação da cunha da ferramenta de corte, pela retirada dos cavacos de dentro do furo e pela entrada do fluido de corte, caso não haja refrigeração interna (TEIXEIRA, 1995; NOVASKI, 1996). Canais largos proporcionam maior área para o escoamento do cavaco, mas os canais mais estreitos são importantes para a rigidez à torção (ASM, 1989; SHAW, 2005).

A aresta transversal (Figura 6) é situada na ponta da broca e conecta as arestas principais de corte. Sua forma e comprimento determinam o comportamento de centralização e dos esforços durante o corte. Em decorrência do ângulo de saída ser negativo e da velocidade de corte tender a zero, a aresta transversal praticamente não corta e sim deforma plasticamente (extruda) o material na direção das arestas principais de corte, o que contribui consideravelmente para o aumento da força de avanço. O ângulo da aresta transversal (ψ) é o menor ângulo formado entre as arestas principais de corte e a transversal (TEIXEIRA, 1995; NOVASKI, 1996; SHAW, 2005; STEMMER, 2005; SUGITA et al., 2019).

O ângulo de ponta da broca (Figura 6) é formado entre as arestas principais de corte. Normalmente apresenta um valor de 118° . De acordo com Stemmer (2005), o ângulo altera a espessura do cavaco, o comprimento atuante da aresta principal de corte, a resistência mecânica, a dissipação de calor, a direção de saída do cavaco e é responsável pelas forças passivas que ajudam a eliminar eventuais vibrações. Mantendo um avanço constante, o aumento do ângulo provoca a redução da largura do cavaco, dificulta a repetibilidade de posicionamento da broca sobre a peça e reduz o torque até certo ponto. No entanto, a força axial aumenta e, muitas vezes, é acompanhada de intensa vibração, além de diminuir a vida da ferramenta (TEIXEIRA, 1995; NOVASKI, 1996; SHAW, 2005; STEMMER, 2005; MACHADO et al., 2011). Um pequeno ângulo de ponta seria indicado para metais relativamente macios, como ligas de alumínio, no qual o suporte da aresta de corte pode ser sacrificado no interesse da diminuição dos esforços de corte. Segundo Sugita et al. (2019), a força de avanço é proporcional ao ângulo de ponta da broca.

O ângulo de hélice (Figura 6) é formado entre o eixo da broca e uma reta tangente à hélice. As classificações das brocas são referentes a esse ângulo: tipo N (normal), H (para materiais duros e frágeis) e W (para materiais dúcteis) (ASM, 1989; TEIXEIRA, 1995; NOVASKI, 1996; MIRANDA, 2003; BOEIRA, 2010). O ângulo de saída, válido também como o ângulo de hélice (Figura 6), é uma característica

importante da geometria da ferramenta. Exerce influência na capacidade de penetração da ferramenta e no espaço para comportar o cavaco. Valores muito positivos facilitam a penetração da cunha de corte no material e o escorregamento do cavaco, mas reduz a resistência mecânica. Ângulos nulos e negativos são recomendados para usinagem de materiais duros, requerendo maior resistência da ferramenta. A deformação imposta ao cavaco é maior, portanto, tenderá a quebrar mais facilmente (SHAW, 2005; SAGLAM et al., 2007; MACHADO et al., 2011).

3.2.2 Influência dos principais parâmetros de usinagem

O desempenho do processo (taxa de remoção, torque, potência, acabamento, tempo de usinagem e desgaste da ferramenta) é o reflexo da seleção dos parâmetros de usinagem. A qualidade de um furo é especificada de acordo com a aplicação. Em geral, desvios de diâmetro, circularidade e cilindridade são características macro geométricas, enquanto a rugosidade da parede do furo representa a característica micro geométrica (SAKHIYA e ROLA, 2014; UDDIN et al., 2018; GHASEMI et al., 2018; BARAKAT et al., 2019). O avanço e a velocidade de corte são os principais parâmetros que afetam a rugosidade da superfície (GARG e GOYAL, 2015; GIASIN e AYVAR-SOBERANIS, 2016).

Mantendo-se constante uma rotação, os erros geométricos de um furo são proporcionais ao avanço selecionado. No entanto, em termos de produtividade, o menor avanço pode não ser a melhor escolha, uma vez que o tempo de usinagem será maior. Logo, um “balanço” entre produtividade e qualidade do produto deve ser avaliado (UDDIN et al., 2018; YAŞAR, 2019). Segundo Gómez-Parra et al. (2013), muitos estudos mostraram que a rugosidade é mais sensível ao avanço do que à velocidade de corte. No entanto, resultados controversos também foram obtidos.

Garg e Goyal (2015) estudaram a rugosidade (parâmetro R_a) durante a furação do aço AISI H11 utilizando a superfície de resposta como metodologia estatística. Os resultados demonstraram que o valor mínimo de rugosidade foi obtido ajustando-se a rotação para valores máximos juntamente com valores mínimos de avanço. A análise de variância mostrou que o avanço foi o parâmetro mais influente.

Yaşar (2019) estudou os efeitos do avanço, da velocidade de corte, do revestimento e do ângulo de ponta da ferramenta na furação da liga Al-Zn 7075. Resultados mostraram que o avanço foi dominante na força de avanço, com 82,74%

de contribuição, enquanto a velocidade de corte apresentou maior influência sobre a rugosidade, com 54,96% de contribuição.

Utilizando ferramentas estatísticas, Haleel (2018) propôs melhorar os parâmetros de usinagem na furação convencional da liga Al-Mg 5050 tendo a rugosidade como parâmetro de resposta. O autor concluiu que o nível de influência sobre a variável resposta foi, em ordem crescente: velocidade de corte, avanço e profundidade de usinagem. O menor resultado de rugosidade foi encontrado para valores intermediários de avanço e velocidade de corte e o maior diâmetro da ferramenta.

No estudo matemático e experimental da furação realizado por Paktinat e Amini (2018), duas hipóteses foram abordadas para explicar a proporcionalidade da rugosidade e do avanço. Primeiramente, quando o avanço aumenta, a estabilidade mecânica do sistema máquina-acoplamentos- ferramenta diminui e a força de avanço aumenta. A consequência são vibrações cuja magnitude afetam a rugosidade. Por último, os autores afirmaram que a geometria da cunha de corte apresenta alterações (desgaste) durante a usinagem, que ocorrerão mais rapidamente quanto maior for o avanço. Essas alterações prejudicam a rugosidade.

Szwajka et al. (2019) investigaram os efeitos do avanço, da velocidade de corte e do revestimento (TiAlN e ZrN) aplicado em ferramentas de metal duro na furação de painéis de fibra MDF. A partir dos resultados apresentados, verificaram-se alguns pontos: (1) a temperatura de usinagem é proporcional à velocidade de corte e inversamente proporcional ao avanço; (2) a adesão de cavaco nos canais de escoamento reduz quando se utilizam maiores velocidades de corte, pois o aumento da temperatura diminui a resistência mecânica do material e por consequência, a pressão de contato; (3) o avanço e o revestimento proporcionaram melhorias mais expressivas sobre a rugosidade.

Alagarsamy et al. (2016) investigaram os efeitos da rotação, do avanço e da profundidade de usinagem (metade do diâmetro da ferramenta) na furação da liga de alumínio Al-Zn 7075 utilizando broca helicoidal de aço-rápido. Os resultados estatísticos mostraram que a profundidade de usinagem influenciou de forma mais significativa (56,96%) sobre a taxa de remoção de material, seguida pelo avanço (20,11%) e pela rotação (3,56%). Para a rugosidade, a velocidade de corte foi o parâmetro mais influente (28,68%), seguida pelo avanço (10,20%) e pela profundidade de usinagem (8,12%).

Jadhava et al. (2018) investigaram a usinagem da liga Al-Mg-Si 6061 reforçado com Al_2O_3 durante o processo de furação utilizando metodologia estatística. Observou-se nos resultados que os menores avanços proporcionaram a redução da força de avanço e, portanto, melhoria no acabamento superficial. O aumento da rotação melhorou a rugosidade.

Uddin et al. (2018) investigaram o efeito da rotação e do avanço, denominado como os “parâmetros-chave” da furação, sobre a qualidade dos furos durante a usinagem da liga Al-Mg-Si 6061. Os autores citaram que dobrando o valor do avanço, a abrasão torna-se o mecanismo dominante, causando um desgaste expressivo da cunha de corte e consequentemente, reduzindo o ângulo de folga da ferramenta. A taxa de remoção de material e a força de avanço aumentam. O desvio de circularidade aumentou em 78,78%. A redução da rugosidade foi observada apenas na variação da rotação.

A velocidade de corte é o parâmetro mais influente na temperatura de usinagem. A dureza do material e a espessura do cavaco reduzem com o aumento desse parâmetro e como resultado, o torque e a força de avanço diminuem (NOVASKI, 1996; TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011; MARTINS, 2016). Rahim e Sasahara (2011) citam que isso ocorre porque a área de contato e a energia específica de corte diminuem. Já para o avanço, a relação é diferente. A força de avanço e o torque são proporcionais ao avanço porque estão relacionados fortemente com a espessura do cavaco. O avanço determina essa espessura. Ainda de acordo com os autores, a seção transversal do cavaco é proporcional ao avanço e o resultado é o aumento dos esforços de usinagem. A temperatura também aumenta, porém menos expressiva quando comparada com a velocidade de corte.

A temperatura depende da dissipação de calor do tribossistema peça-ferramenta-cavaco. Segundo Giasin e Ayvar-Soberanis (2016), aproximadamente 98% da energia resultante do corte é liberada na forma de calor. Desse total, 75% é produzido na zona primária de cisalhamento, 20% na zona secundária de cisalhamento e 5% é devido à deformação plástica do material usinado. Aproximadamente 85% dessa energia resultante é dissipada pelo cavaco, 5% pela peça e 10% é conduzida para a ferramenta. Segundo Szwajka et al. (2019), a temperatura na interface ferramenta-peça é um fator determinante da qualidade do furo: desvios de diâmetro, perpendicularidade, circularidade, cilindricidade e a

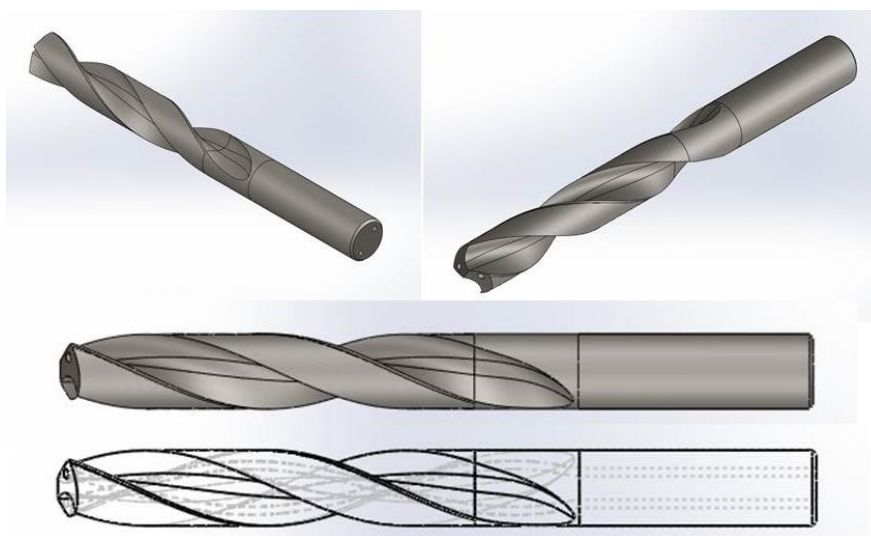
rugosidade. Além disso, podem gerar alterações subsuperficiais na peça e na ferramenta (KELLY e COTTERELL, 2002; BAGCI e OZCELIK, 2006).

3.2.3 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 (RAHIM e SASAHARA, 2011; CHETAN et al., 2015; 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 8) é adequada para esse caso, pois permite maiores avanços e, portanto, a remoção de um maior volume de cavacos (TEIXEIRA, 1995; NOVASKI, 1996; SHAW, 2005; SUGITA et al., 2019).

Figura 8: Broca helicoidal com canais de refrigeração/lubrificação



Fonte: Próprio autor.

Sabe-se que o uso dos fluidos de corte ainda é uma solução para melhorias do processo de usinagem, mas nos aspectos ambientais a situação é contrária. Os desafios da indústria podem ser resumidos em minimizar a poluição e o desperdício. Muitos fluidos ainda são produzidos de fontes não renováveis. Além disso, estima-se que o custo de manutenção pode ser duas vezes maior que o custo total de usinagem (KELLY e COTTERELL, 2002; ZHONG et al., 2010; CHETAN et al., 2015; RIBEIRO FILHO et al., 2017). De acordo com Ribeiro Filho et al. (2017), fluidos de corte são nocivos ao meio ambiente devido ao consumo considerável de água e à poluição resultante do descarte incorreto. O reaproveitamento é possível, porém verificam-se um consumo energético e uso de recursos naturais finitos significantivos. 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 (GÓMEZ-PARRA et al., 2013; XING et al., 2014; CHETAN et al., 2015; RIBEIRO FILHO et al., 2017; BURANSKÁ e BURANSKÝ, 2018).

A furação a seco de ligas de alumínio tem como problema a adesão do alumínio sobre a ferramenta à medida que se aumentam a profundidade e a quantidade de furos (PAKTINAT e AMINI, 2018; BURANSKÁ e BURANSKÝ, 2018). Para Kelly e Cotterell (2002), executar a furação de ligas de alumínio sem fluido de corte é praticamente impossível. O uso de revestimentos duros e de baixa afinidade química é recomendado para amenizar o desgaste nessas condições (RIVERO et al., 2006; 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 revestimentos de DLC foram depositados sobre um substrato de carboneto de tungstênio pré-revestido com diboreto de titânio (TiB₂). O desempenho destes revestimentos foi comparado com um inserto comercial revestido com TiB₂. Os resultados mostraram que todos os revestimentos de DLC diminuíram o desgaste da ferramenta em comparação com o revestimento de TiB₂. Verificou-se uma redução máxima de 85% na taxa de desgaste.

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.

3.2.3.1 Desgaste durante a usinagem de ligas de alumínio

A falha de uma ferramenta de corte pode ocorrer progressivamente ou repentinamente. Dependerá dos parâmetros de usinagem, condições da máquina-ferramenta, uso ou não de fluido de corte, geometria e material da ferramenta e do material usinado. Os três modos de falha são: (1) fratura abrupta quando os esforços de corte excedem a resistência do gume de corte, (2) alteração significativa da geometria de corte por deformação plástica severa resultante de temperaturas excessivas de usinagem e (3) desgaste gradual e comum em condições adequadas de usinagem, na qual se verificam o aumento dos esforços de corte e redução da qualidade do produto acabado (PAKTINAT e AMINI, 2018).

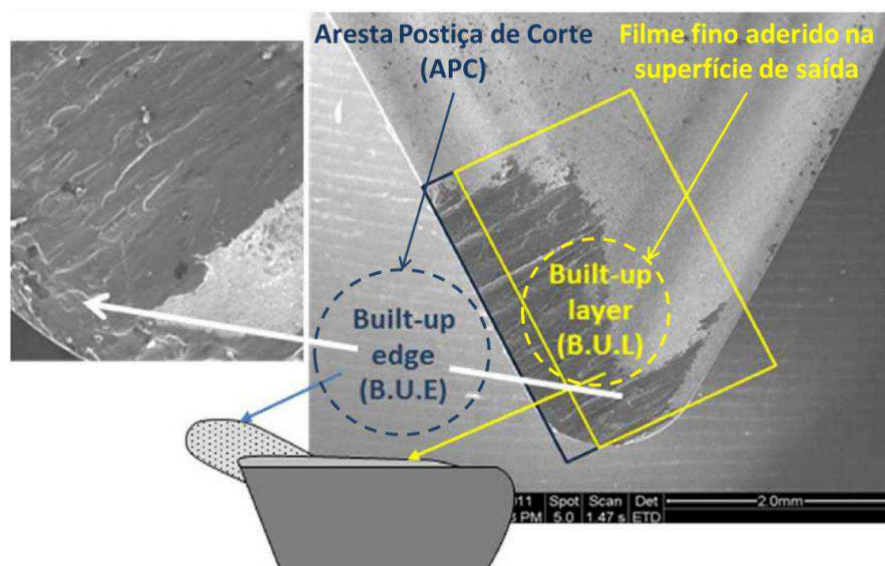
A vida da ferramenta é considerada como parâmetro-chave na avaliação da eficácia dos processos de usinagem. Apresenta um impacto nos custos operacionais, na rugosidade e nas tolerâncias geométricas dos produtos. O desgaste é avaliado para quantificar esse parâmetro. O conceito básico de desgaste é referente à perda de material, mas na verdade também se associa às alterações microestruturais e geométricas da ferramenta. É dependente de propriedades como a dureza a quente, ductilidade, tenacidade e condutividade térmica (KELLY e COTTERELL, 2002; GÓMEZ-PARRA et al., 2013; BARAKAT et al., 2019). Segundo Uddin et al. (2018), o desgaste da ponta de corte é o principal contribuinte do desempenho da ferramenta. A adesão é o mecanismo comum associado à usinagem das ligas de alumínio (SAGLAM et al., 2007; ZITOUNE et al., 2010; YAŞAR, 2019).

Gómez-Parra et al. (2013) dividem a adesão em: (1) adesão primária/direta, no qual o efeito da temperatura é dominante e caracteriza-se pela transferência de elementos químicos da ferramenta para o cavaco e (2) a adesão secundária/indireta, caracterizada pela incorporação de elementos químicos do material usinado na

ferramenta, geralmente ocorrendo em baixas temperaturas em que a pressão de contato na interface cavaco-ferramenta é dominante.

A adesão secundária/indireta (Figura 9) é formada por: um filme fino aderido ao longo da superfície de saída, denominado como *Built-Up Layer* (BUL) e camadas sobrepostas localizadas nas proximidades da aresta de corte, a *Built-Up Edge* (BUE), que trata-se da conhecida aresta postiça de corte (APC) (GÓMEZ-PARRA et al., 2013; RUIZ-GARCIA et al., 2019). Segundo Gómez-Parra et al. (2013), a adesão secundária/indireta é mais comum na usinagem de materiais dúcteis, como as ligas de alumínio, por exemplo, porque as temperaturas de usinagem atingidas geralmente não são suficientes para ocorrer a adesão primária/direta.

Figura 9: Formas da adesão secundária/indireta



Fonte: Adaptado de Gómez-Parra et al., 2013

De acordo com Zitoun et al. (2010), em baixas velocidades de corte (abaixo de 25m/min) a elevada pressão de contato na interface cavaco-ferramenta produz sucessivas camadas encruadas do alumínio até a formação da aresta postiça de corte. O aumento da velocidade de corte pode reduzir a formação da APC devido a perda de resistência mecânica com o aumento da temperatura. No entanto, um filme de alumínio aderido à superfície de saída ainda estará presente.

Entretanto, de acordo com Yaşar (2019), a formação da APC está associada a elevadas temperaturas durante a usinagem de materiais dúcteis, como as ligas de alumínio. Acima de 300m/min, Zitoun et al. (2010) afirmam que a usinagem se torna severa e a difusão predomina como mecanismo de desgaste. Verifica-se a perda de

elementos químicos da ferramenta por mobilidade atômica, ou seja, o material da ferramenta é transferido para o cavaco durante o seu escoamento. A difusão será tanto maior quanto for a afinidade química entre os materiais.

3.3 Material para fabricação de ferramentas de corte – Aço-rápido

Diferentes materiais podem ser empregados na fabricação de brocas helicoidais, na qual as propriedades mecânicas devem proporcionar o melhor desempenho possível: resistir às solicitações mecânicas e de temperatura, inclusive em altas velocidades de corte (MORENO, 2013). É preciso considerar o módulo de elasticidade na definição da rigidez da ferramenta, a dureza que está relacionada à resistência ao desgaste abrasivo e a tenacidade que determinará a resistência ao impacto. O coeficiente de dilatação térmica e a condutividade térmica indicam a resistência ao choque térmico, isto é, quanto menor o coeficiente de dilatação e maior a condutividade térmica, maior a resistência ao choque térmico (HWANG et al., 1998; SILVEIRA, 2017; GOBBI et al., 2019; SOFFRITTI et al., 2020; GSELLMANN et al., 2020).

Aços para ferramentas de corte são classificados como aços martensíticos constituídos por elementos de liga (GILL et al., 2012; PODGORNIK et al., 2020; TSHABALALA et al., 2020). O aço-rápido, *High-Speed Steel* (HSS), é um aço de alto 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 e baixa velocidade de corte, como o brochamento, por exemplo. Também é recomendado para a fabricação de ferramentas de geometria complexa, como as fresas de topo e as brocas helicoidais (HWANG et al., 1998; AVCI et al., 2020; KRBATA et al., 2020; KOROTKOV et al., 2020). Segundo Castillo (2005), a maior área de aplicação está na furação no qual pelo menos 80% das ferramentas são fabricadas com HSS.

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 Gonçalves (2010), aproximadamente 95% das ferramentas são fabricadas com a série M, devido à melhor resistência à abrasão e menor distorção em tratamento térmico.

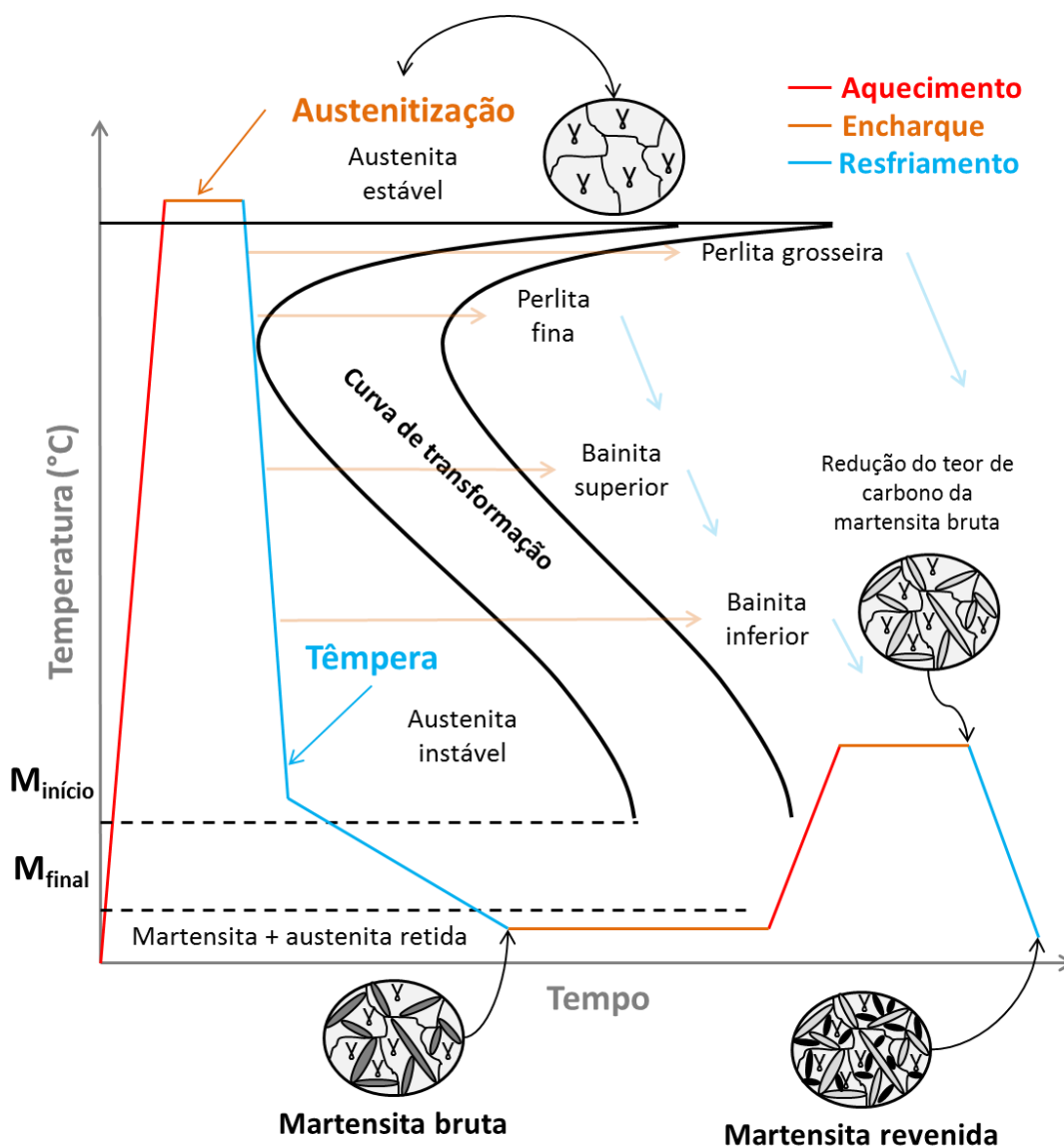
Com o advento da usinagem em elevadas velocidades de corte, o HSS apresenta menor desempenho quando comparado aos demais materiais, como o metal duro, por exemplo, pois se observa mudanças de propriedades mecânicas em temperaturas superiores a 600°C (MARTINS, 2016; SERRA et al., 2020). A aresta perde a capacidade de corte devido à estabilidade térmica e à 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. No entanto, o baixo custo ainda é um aspecto positivo quando comparado aos outros materiais. Além disso, a engenharia de superfícies tem melhorado o desempenho dos aços rápidos pela adição de revestimentos (TiN, TiAlN, TiCN, WC/C, CrN, MoS₂ e DLC por exemplo), tratamentos superficiais (nitretação e niquelação) e a texturização superficial (TEIXEIRA, 1995; BORK, 1995; MARTINS, 2016; GSELLMANN et al., 2020).

3.3.1 Tratamento térmico de têmpera e revenido

O tratamento termofísico é um processo que envolve aquecimento, encharque e resfriamento dos aços em atmosfera controlada, cuja finalidade é alterar propriedades mecânicas por meio de modificações microestruturais sem alteração da composição química do material. Recozimento, normalização, têmpera e revenimento são os principais exemplos de tratamentos térmicos utilizados nos aços (VERMA e SINGH, 2013). A têmpera é recomendada quando se deseja obter um aço com microestrutura martensítica. A martensita é definida como uma solução sólida supersaturada de carbono de estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado. Essa estrutura cristalina que possui poucos sistemas de deslizamentos somados à sua morfologia (plaquetas) e à distorção causada na rede cristalina durante sua formação, confere ao aço dureza excessiva e baixa tenacidade à fratura (VERMA e SINGH, 2013; DAUDA et al, 2015; SOBCZAK e ADRIAN, 2016; BANERJEE e WAGHMARE, 2018).

A têmpera e revenido (Figura 10) constitui o tratamento conhecido como martêmpera, que é utilizado com frequência para produzir aços martensíticos (EDMONDS et al., 2006; GOBBI et al. 2019).

Figura 10: Diagrama ilustrativo do tratamento de têmpera e revenido



Fonte: Adaptado de Verma e Singh, 2013; Bhargava e Banerjee, 2017.

Conforme apresentado na Figura 10, o aço é aquecido até atingir o campo monofásico austenítico e mantido em encharque por tempo determinado. Em seguida, aplica-se um resfriamento rápido o suficiente para que a austenita não se transforme em outro constituinte que não seja a martensita. Ao aproximar da faixa de temperatura de formação ($M_{início}$ e M_{final}) a taxa de resfriamento é reduzida para que a microestrutura seja mais homogênea. Após a têmpera, o aço possui microestrutura martensítica bruta contendo austenita retida, uma fase dúctil e instável à temperatura ambiente (GILL et al., 2012). Em seguida realiza-se o revenimento. Nesse processo, o aço é aquecido novamente e mantido em encharque a uma temperatura que pode ser um pouco acima ou dentro da região $M_{início}$ e M_{final} . A energia fornecida ao material

permite a difusão de carbonos da martensita para a austenita retida, o que reduz automaticamente a dureza e a fragilidade da matriz martensítica. Em seguida, no resfriamento a austenita retida enriquecida com carbono torna-se mais susceptível à transforma-se em uma martensita mais fina e, portanto, a microestrutura final do aço torna-se majoritariamente martensítica, contendo plaquetas grosseiras (martensita primária) e finas (martensita secundária). Uma pequena quantia de austenita retida ainda pode ser encontrada na microestrutura final (EDMONDS et al., 2006; MASOUMI et al., 2019; AVCI et al., 2020).

Nos aços de alto carbono, quando o resfriamento da têmpera é realizado até a temperatura ambiente observa-se maior presença de austenita retida na microestrutura, pois a força motriz (variação de temperatura a partir da austenitização) fornecida para a transformação ainda é insuficiente para vencer a resistência imposta pelo carbono ao mecanismo de formação martensítica. Nesses casos, são utilizados os “resfriamentos abaixo de zero”, utilizando-se, por exemplo, a criogenia (GILL et al., 2012; MASOUMI et al., 2019; AVCI et al., 2020). Outra alternativa resultante dos estudos científicos foi modificar o tratamento convencional para a têmpera interrompida com sucessivos revenimentos. O resultado é uma microestrutura mais homogênea composta por uma martensita mais tenaz e austenita retida estável à temperatura ambiente (MASOUMI et al., 2019; SOFFRITTI et al., 2020; KOROTKOV et al., 2020).

3.3.2 *Funções dos elementos de liga aplicados nas ferramentas de corte*

A principal característica dos aços rápidos é a microestrutura refinada de matriz martensítica contendo uma dispersão de precipitados finos (carbonetos secundários) que se formam na presença de elementos de liga como o cromo (Cr), molibdênio (Mo), vanádio (V), tungstênio (W), cobalto (Co), titânio (Ti), níquel (Ni) e nióbio (Nb) (HWANG et al., 1998; MARTINS, 2016; DI SCHINO e CORRADI, 2018; TSHABALALA et al., 2020). De acordo com Seikh (2013), esses elementos também controlam o coalescimento dos grãos durante o tratamento térmico do aço. Cada elemento promove efeitos independentes sobre a dureza do aço. Os efeitos também são independentes do tamanho de grão da austenita. No entanto, em se tratando do constituinte martensítico, o carbono (C) também deve ser considerado como fundamental elemento de liga. Tem duas funções quando adicionado ao ferro na

formação do aço: (1) controlar a máxima dureza e (2) contribuir para o aumento da temperabilidade (BHARGAVA e BANERJEE, 2017).

Na fase austenítica, os elementos de liga encontram-se uniformemente dispersos. No resfriamento, a austenita tende a se decompor em ferrita e carboneto Fe_3C (cementita). Os elementos de liga que formam carbonetos migram (difusão) para a cementita, enquanto os que não formam carbonetos migram para a ferrita. Como a difusividade desses elementos é menor que a do carbono no ferro, a austenita se mantém mais estável e retarda a transformação perlítica. No diagrama Tempo Temperatura Transformação (TTT) observa-se que a curva de transformação é deslocada para a direita (ver Figura 10), facilitando também a obtenção da martensita por aumento da temperabilidade (BHARGAVA e BANERJEE, 2017).

Durante o revenimento, a austenita retida estabiliza-se por meio da precipitação de carbonetos secundários dos tipos M_6C , M_2C (W_2C e Mo_2C), MC (carboneto de vanádio), M_{23}C_6 (carbonetos de cromo e ferro) e intermetálicos $\text{M}^{\text{I}}_7\text{M}^{\text{II}}_6$ formados por ferro/colbato (M^{I}) e tungstênio/molibdênio (M^{II}) (MOVCHAN et al., 2020; EGELS et al., 2020). Essa precipitação ocorre ao custo da redução do teor de carbono da fase martensítica e depende também da presença de elementos que antecipam ou retardam o processo, como o alumínio e o silício, por exemplo (SILVA et al., 2014). De acordo com Zheng et al. (2019), aços que são submetidos à têmpera e revenido possuem silício, alumínio ou fósforo para impedir a precipitação da cementita (Fe_3C) e, assim, manter a fase austenítica rica em carbono.

No estudo de Kaç e Kusiński (2003), a microestrutura do aço ferramenta AISI M2 foi analisada por MEV e microscopia eletrônica de transmissão (MET). Os autores observaram carbonetos finos ricos em tungstênio contendo também molibdênio e cromo, denominados por carbonetos M_6C . Sivaprahasam et al. (2019) estudaram a microestrutura do aço AISI M62. Os autores citaram que a microestrutura é composta basicamente por dois carbonetos: Mo_2C e M_6C . O primeiro possui morfologia de bastonetes enquanto o segundo é globular. O M_6C é composto por ferro, molibdênio e tungstênio. No entanto, na análise do aço só foram encontrados carbonetos em morfologia globular. Egels et al. (2020) utilizaram o HSS AISI M35, citado como HS6-5-2-5, para desenvolver um estudo computacional de planejamento da microestrutura de aços-rápidos. Na análise microestrutural, por MEV, foram identificados carbonetos interligados na forma de redes com tonalidade de cor mais clara (praticamente na cor branca) e pequenos carbonetos em tonalidades mais escuras. De acordo com os

autores, o AISI M35 apresenta microestrutura predominante de carbonetos M_6C , identificados na tonalidade mais clara.

3.4 Carbono e suas formas alotrópicas

O carbono é um elemento alotrópico que exibe suas propriedades distintas em duas formas: (1) o diamante, que possui estrutura cristalina cúbica com ligações do tipo sp^3 e (2) o grafite, com arranjo cristalino hexagonal com ligações sp^2 (LOBO et al., 2005; DAS e AGRAWAL, 2011; KEELING, 2017; POPOV et al., 2019).

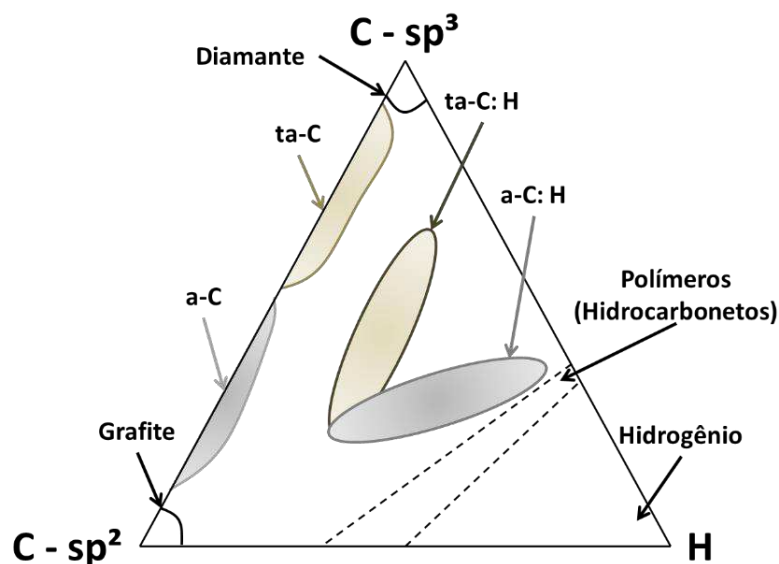
O diamante apresenta alta dureza, resistência ao desgaste e condutividade térmica. Filmes de diamante desempenham um papel importante nas áreas de tribologia e manufatura. Apresentam dureza (cerca de 100GPa) e módulo de elasticidade (acima de 1000GPa) relevantes devido à presença predominante das ligações tetraédricas sp^3 . O uso de ferramentas de corte revestidas com diamante apresenta uma relação custo-benefício expressiva para a usinagem de materiais não ferrosos e altamente abrasivos, como as cerâmicas, fibras de vidro e ligas de alumínio contendo silício (HOLMBERG e MATTHEWS, 2009; MARTINS, 2016; LU et al., 2020; KUBOTA et al., 2020; GAYDAYCHUK et al., 2020).

O grafite é macio, apresenta baixa resistência ao cisalhamento, inerte para a maioria dos materiais e possui ponto de fusão consideravelmente elevado (aproximadamente 3500°C). Para os materiais destinados às aplicações tribológicas (materiais de atrito), a adição de grafite na composição melhora a propriedade de lubrificação, no entanto, reduz a dureza do material. Logo, torna-se importante determinar uma quantidade ideal de grafite na qual a perda de resistência não seja drástica (KEELING, 2017; PEREZ e ECHEBERRIA, 2019).

No entanto, entre esses extremos alotrópicos existem outras formas na qual o carbono é metaestável, como apresentado no diagrama ternário de fases (Figura 11). O extremo direito do diagrama refere-se ao hidrogênio, elemento no qual o carbono tem uma diversidade de combinações para a formação de hidrocarbonetos. Os demais extremos referem-se ao grafite (sp^2) e ao diamante (sp^3). Entre esses extremos existem classes de carbonos amorfos. Define-se como carbono amorfo qualquer mistura de ligações sp^3 e sp^2 , podendo ter a presença de até 60% de hidrogênio (HOLMBERG e MATTHEWS, 2009; FERRARI e ROBERTSON, 2000; SILVA et al., 2015). Segundo Merlen et al. (2017) e Manninen et al. (2013), por meio

do diagrama ternário podem ser distinguidas as seguintes classes de carbonos amorfos: carbono amorfo (a-C), carbono amorfo tetraédrico (ta-C), carbono amorfo hidrogenado (a-C: H) e o carbono amorfo tetraédrico hidrogenado (ta-C: H).

Figura 11: Diagrama ternário de fases do carbono



Fonte: Adaptado de Holmberg e Matthews, 2009; Martins, 2016.

As propriedades de dureza e módulo de elasticidade de algumas formas alotrópicas do carbono presentes no diagrama ternário são apresentadas na Tabela 1, em relação aos conteúdos de sp^3 e de hidrogênio. A principal propriedade de interesse é o conteúdo sp^3 , pois irá dar aos revestimentos de ferramentas as características do diamante (FERRARI e ROBERTSON, 2000).

Tabela 1: Propriedades das formas alotrópicas do carbono

Material	sp^3 (%)	Hidrogênio (%)	Dureza (GPa)	Módulo de elasticidade (GPa)
Grafite	0	0	0,2 a 2	10
a-C	0 a 5	Menor que 1	10 a 20	100 a 200
a-C: H	40 a 60	20 a 60	10 a 30	100 a 300
ta-C	80 a 88	0	50 a 80	300 a 500
ta-C: H	70	30	50	300
Diamante	100	0	100	1000

Fonte: Martins, 2016.

3.4.1 Carbono amorfo semelhante ao diamante: DLC – Diamond-Like Carbon

Define-se como *Diamond-Like Carbon* (DLC) uma forma metaestável do carbono amorfo que contém uma fração de ligações sp^2 e sp^3 , cuja estrutura cristalina presente se repete em curto alcance, em nanoescala. A ligação sp^3 pode ser predominante e o conteúdo de hidrogênio pode atingir até aproximadamente 50%. No diagrama ternário (Figura 11), consideram-se como DLC's as classes a-C, a-C: H, ta-C e ta-C: H (FERRARI e ROBERTSON, 2000; LOBO et al., 2005; POPESCU et al., 2017; ZDUNEK et al., 2018; ZHOU et al., 2019).

Algumas aplicações específicas do DLC são: lubrificantes sólidos em peças automotivas, superfícies antirreflexo para células solares ou elementos ópticos, revestimentos protetores em implantes biomédicos, próteses, discos magnéticos e dissipadores de calor para dispositivos semicondutores (SILVA et al., 2013; SALAH et al., 2016; CONSTANTINO et al., 2017; ZDUNEK et al., 2018; DALIBÓN et al., 2019). Além dos exemplos citados, o DLC pode ser indicado para aplicações em que se exige resistência ao desgaste, corrosão, elevadas temperaturas e redução do coeficiente de atrito. Assim, é também ideal para revestir ferramentas de corte, que estão sujeitas a uma combinação de mecanismos e tipos de desgaste durante a usinagem (SILVA et al., 2015; SALAH et al., 2016; KOVACI et al., 2018; KUMAR, Ch. et al., 2020).

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. Bhowmick et al. (2015) comentaram que revestimentos 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.

As propriedades dos filmes de DLC dependem da sua microestrutura, a razão de ligações sp^3/sp^2 e o teor de hidrogênio (NAKAO et al., 2017; DALIBÓN et al., 2019). Segundo Popescu et al. (2017), a espessura do filme influencia suas propriedades mecânicas: considerando filmes de mesma estrutura, uma espessura maior melhora a resistência ao sulcamento. Por outro lado, a adesão ao substrato é comprometida.

A dureza será maior de acordo com o aumento das ligações sp^3 , logo, pode-se dizer que os filmes da classe ta-C são mais resistentes ao desgaste que os filmes a-C.

A presença de hidrogênio pode reduzir o coeficiente de atrito e o estado de tensões internas, sendo este último importante para melhorar a adesão do filme ao substrato. Porém, há também uma redução da dureza e do módulo de elasticidade. Como resultado, a perda de resistência ao desgaste pode ser obtida quando comparada, por exemplo, a um revestimento DLC não hydrogenado (CONSTANTINO et al., 2017; NAKAO et al., 2017). Bhowmick et al. (2015) citam algumas considerações sobre o uso do DLC hydrogenado (aproximadamente 40% de hidrogênio) e não hydrogenado (até 2% de hidrogênio): a sensibilidade das propriedades mecânicas com mudanças de umidade e temperatura do ambiente. De acordo com os autores, o coeficiente de atrito pode aumentar, de forma brusca, acima de 200°C e 100°C respectivamente para as classes de DLC citadas.

Kumar, Ch. et al. (2020) avaliaram a aplicabilidade dos revestimentos DLC a-C:H e WC/C em ferramentas de corte de cerâmica mista à base de $Al_2O_3/TiCN$ no torneamento a seco do aço endurecido AISI 52100. As menores temperaturas de usinagem na variação da velocidade de corte foram obtidas com o DLC. Analisando o desgaste na superfície de saída da ferramenta, foi constatado que o DLC é um revestimento muito resistente ao mecanismo de adesão. No entanto, houve um deslocamento acentuado do filme no sentido de saída do cavaco. Os autores afirmaram que a microestrutura do DLC se mantém estável até 260°C e acima dessa temperatura inicia-se sua conversão para grafite. Ao mesmo tempo, a formação de grafite nas interfaces de contato (ferramenta-cavaco e ferramenta-peça) contribui para a redução das forças de usinagem, adesão e abrasão.

3.4.2 Deposição do DLC por meio do processo de pulverização catódica

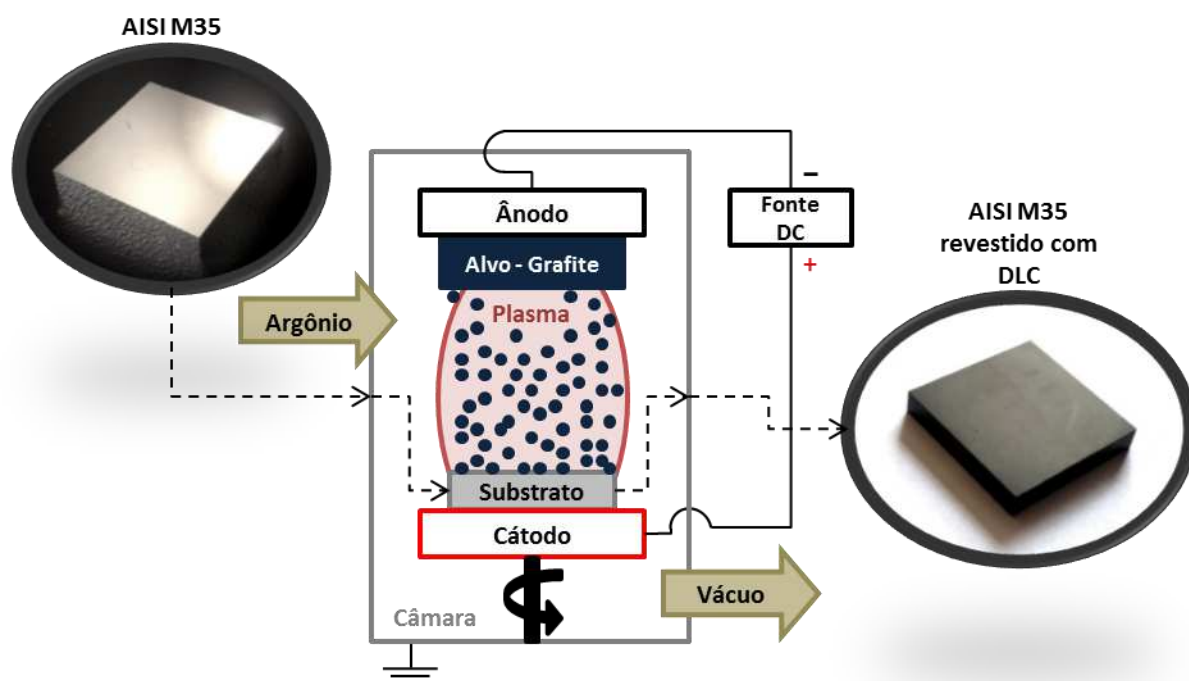
O desempenho dos revestimentos, e consequentemente das ferramentas de corte, são influenciados pelo processo de deposição. Algumas variáveis do processo podem ser exemplificadas: rugosidade da superfície do substrato, adição de camada intermediária ou dopagem para melhorar a adesão, tensão de polarização do substrato, pressão da câmara, tempo, temperatura do substrato e a taxa de deposição (REN et al., 2012; NAKAMURA et al., 2018; KUMAR, Ch. et al., 2020). De acordo com Souza (2014), Martins (2016) e Pires (2018), a formação dos alótropos de carbono

depende de um sistema de equilíbrio das fases de acordo com a pressão e temperatura presentes durante o processo de deposição.

A deposição química de vapor, *Chemical Vapor Deposition* (CVD), e a pulverização catódica, *Magnetron Sputtering* (MS), são métodos frequentemente utilizados para a fabricação de filmes DLC. A pulverização catódica é uma das técnicas de deposição física de vapor, *Physical Vapour Deposition* (PVD) (ILYUSCHENKO et al., 2015; KIMURA et al., 2016; WIATROWSKI et al., 2017; ZDUNEK et al., 2018).

A deposição de DLC, realizada pelo processo de pulverização catódica (Figura 12), ocorre dentro de uma câmara de alto vácuo a temperaturas que variam entre 150°C e 500°C (MARTINS, 2016). São inseridos dois eletrodos e um gás inerte com elevado peso atômico (geralmente, argônio). Em um eletrodo é fixado o substrato a ser revestido, enquanto o outro é o material de deposição (material alvo), que se trata de um eletrodo de grafite com composição química altamente pura de carbono (MARTINS, 2016; ALMEIDA et al., 2020).

Figura 12: Desenho esquemático do processo PVD de pulverização catódica



Fonte: Próprio autor.

Conforme ilustrado na Figura 12, uma fonte de potencial elétrico contínua é conectada aos eletrodos, polarizando-os como cátodo (substrato) e ânodo (alvo -

grafite). A descarga elétrica formada entre os eletrodos promove a ionização do gás, formando-se, então, o plasma de argônio em baixa pressão. A polarização negativa atrai os íons positivos do gás, ocorrendo, então, uma forte colisão (bombardeamento) dos mesmos sobre a superfície do eletrodo de grafite. Átomos de carbono são fisicamente removidos do material alvo: daí o termo “pulverização catódica” (ASM, 1997). O ambiente interno da câmara (vácuo) proporciona energia cinética o suficiente para esses átomos atingirem o substrato, sendo então adsorvidos na superfície. Em seguida, ocorre nucleações, crescimento por meio de agrupamentos e, por fim, a formação de uma camada homogênea: o revestimento DLC (SOUZA, 2014). A interação na interface depende da energia de ligação, da temperatura do substrato e da compatibilidade metalúrgica dos materiais (MACHUNO et al., 2016). Para atingir uma espessura de revestimento uniforme, o substrato é posto a girar a uma velocidade constante durante o processo (MARTINS, 2016; PIRES, 2018).

O principal problema da deposição do DLC em baixa temperatura, no caso por PVD, é o elevado estado de tensão residual do revestimento. De acordo com Chakraborty et al. (2018), tensões residuais afetam de forma significativa o desempenho de um revestimento, porém, são inevitáveis. Durante a deposição pode surgir, devido à evaporação de solventes, crescimento de grãos, transição de fase e movimentação de discordâncias. Esse problema é comumente amenizado inserindo uma camada metálica na interface (como o cromo, titânio, tungstênio, molibdênio, cobre, prata e zircônio, por exemplo) ou a adição de metal na composição do revestimento, que geralmente é conhecido como “dopagem” (ASTAKHOV, 2006; SILVA et al., 2013; NAKAO et al., 2017; ZHOU et al., 2019). Segundo Nakao et al. (2017), a presença do hidrogênio reduz o estado de tensões internas, melhorando, desse modo, a adesão do filme.

3.4.3 Caracterização do revestimento por meio da espectroscopia Raman

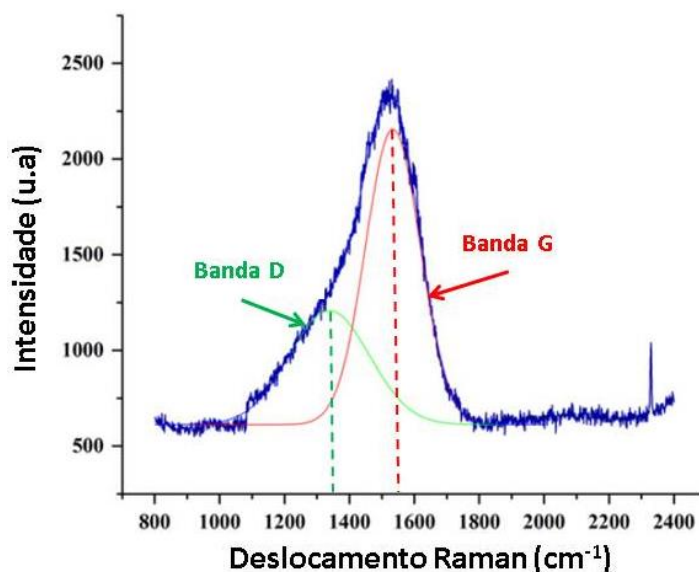
A espectroscopia Raman tem contribuído em muitos campos da ciência dos materiais, sejam eles sólidos, líquidos ou gasosos. É uma técnica de caracterização não destrutiva, versátil, precisa e não exige um preparo especial das amostras. Permite a identificação qualitativa da composição química, estrutura (formas cristalinas e amorfas), ligações moleculares e tensões residuais presentes em diversos materiais. Destaca-se na ampla caracterização de materiais carbonosos,

como exemplo, os revestimentos de DLC (LOBO et al., 2005; DAS e AGRAWAL, 2011; MERLEN et al., 2017; SILVA et al., 2018).

Uma curva de intensidade é plotada, e a partir dela é possível analisar as chamadas “bandas”, cuja altura, largura e posição serão referentes a diversas ligações moleculares. Geralmente essas bandas são identificadas com maior clareza após o tratamento de deconvolução: separação de sinais sobrepostos por meio de métodos matemáticos. Basicamente, a caracterização de um DLC por meio da espectroscopia Raman deve apresentar: a razão de intensidade das bandas D e G (I_D/I_G), a posição e a largura à meia altura (FWHM) da banda G e a presença de bandas adicionais (FERRARI e ROBERTSON, 2000; MERLEN et al., 2017; BARCELOS, 2019).

De acordo com Lobo et al. (2005) e Silva et al. (2018), o espectro de filmes de diamante é caracterizado por uma banda localizada em 1332cm^{-1} referente às ligações sp^3 enquanto materiais de grafite monocristalino apresentam uma banda em cerca de 1550cm^{-1} , referente às ligações sp^2 . Revestimentos de DLC geralmente apresentam um espectro caracterizado por duas bandas bem definidas: as bandas D e G, com picos localizados aproximadamente em 1350cm^{-1} e 1550cm^{-1} , respectivamente (Figura 13) (FERRARI e ROBERTSON, 2000; LI et al., 2002; SILVA et al., 2015; MERLEN et al., 2017; SILVA et al., 2018).

Figura 13: Posição genérica das bandas D e G de um revestimento DLC



Fonte: Adaptado de Ghosh et al., 2015.

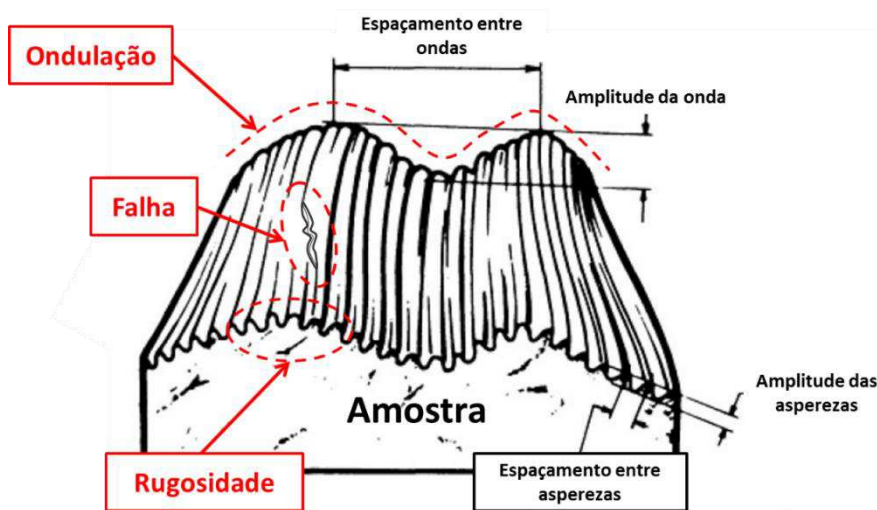
Nakamura et al. (2018) deixaram claras duas informações: (1) as intensidades I_D e I_G são determinadas por meio do cálculo da área abaixo de cada curva que representa a banda após a deconvolução e (2) a razão I_D/I_G mostra a predominância da estrutura cristalina e ordenada do grafite, ou seja, quanto maior for I_D/I_G maior será 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 será sp^3/sp^2 , indicando maior conteúdo sp^3 no DLC.

O estudo realizado por Ferrari e Robertson (2000) abordou a interpretação do espectro Raman durante a trajetória de amorfização do carbono, dividida em três etapas e que está relacionada com a posição da banda G e a razão I_D/I_G . Na primeira etapa, grafite cristalino para grafite nanocristalino, a banda G é deslocada da posição 1581cm^{-1} para 1600cm^{-1} , a banda D surge e a razão I_D/I_G aumenta de 0 a 2. Na segunda etapa, grafite nanocristalino para carbono amorfo a-C, o deslocamento da banda G reduz de 1600cm^{-1} para 1510cm^{-1} , I_D/I_G tende a zero (aproximadamente 0,25) e o pico de intensidade da banda D diminui. A intensidade da banda G permanece constante com um conteúdo de no máximo 20% de sp^3 . A última etapa, a-C para ta-C, o conteúdo sp^3 aumenta para 85%, a banda G desloca da posição 1510cm^{-1} para 1570cm^{-1} e a razão I_D/I_G é muito baixa ou igual a zero.

3.5 Estudo da rugosidade

Todas as superfícies usinadas apresentam erros micro geométricos (falhas, ondulações e rugosidade) que fazem parte do estudo da textura superficial, ou acabamento superficial (Figura 14). As falhas são interrupções inesperadas causadas por defeitos do material, como inclusões, trincas ou bolhas. Ondulações são irregularidades que se repetem em menor frequência sobre a superfície. São causadas geralmente por vibrações do processo, seja por erros de fixação e/ou flexão da peça, da ferramenta e demais componentes da máquina-ferramenta. A rugosidade é caracterizada por irregularidades cuja frequência é maior do que as ondulações. Essas irregularidades na verdade são asperezas (picos e vales) resultantes do avanço da ferramenta e sua interação (contato e movimento relativo) com o cavaco e a superfície usinada. Pode-se dizer que a rugosidade é a “impressão digital” do processo de usinagem (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011; HORVÁTH et al., 2015b; MARTINS, 2016; HODAEI e FARHANG, 2017).

Figura 14: Erros micro geométricos de uma superfície



Fonte: Adaptado de ASM, 1998.

A rugosidade é um dos principais parâmetros, ou o “critério-chave” de avaliação dos processos de usinagem. O acabamento final de uma superfície geralmente é especificado de acordo com cada aplicação (estrutural ou mecânica), sendo dependente dos parâmetros de usinagem, usinabilidade do material, geometria da ferramenta e das condições da máquina-ferramenta. Muitos estudos são realizados para melhorar o desempenho dos processos, tendo a rugosidade como a variável resposta (SEDLAČEK et al., 2012a; TODOROVIC et al., 2015; MENEZES e KAILAS, 2016; ABU-MAHFOUZ et al., 2018; YAŞAR, 2019).

Os parâmetros R_a e R_q são frequentemente utilizados para quantificar a rugosidade. Quando a medição é realizada no plano bidimensional, os parâmetros são acompanhados pela letra R. Na medição tridimensional, os parâmetros recebem a letra S (PELCASTRE et al., 2015; SEDLAČEK et al., 2017). Deleanu et al. (2012) estudaram os métodos 2D e 3D em diferentes materiais e superfícies. Os autores mostraram que o método tridimensional reflete melhor a morfologia da superfície, pois é mais sensível às pequenas alterações das asperezas, sejam por desgaste ou outro motivo. No entanto, vale ressaltar que o tempo necessário para a análise difere muito entre os métodos. Uma superfície que seria avaliada em alguns minutos pelo método 2D pode demandar horas pelo método 3D. Sendo assim, é necessário avaliar caso a caso a seleção do método.

3.5.1 Parâmetros clássicos de medição: R_a e R_q

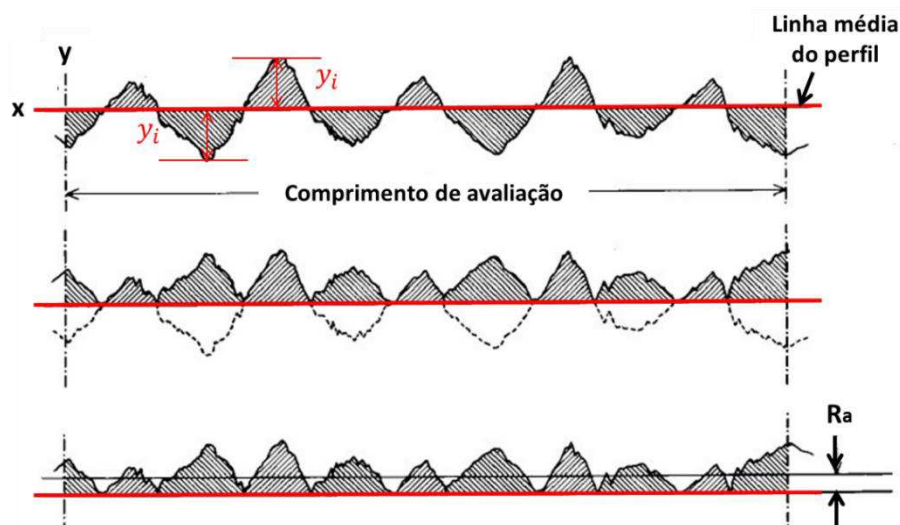
O parâmetro de média aritmética R_a é um dos mais mencionados e utilizados na indústria e nos estudos científicos, principalmente nos processos convencionais de usinagem (torneamento, fresamento e furação). É ideal para relacionar o efeito dos parâmetros de usinagem com o acabamento superficial, do ponto de vista das variações de altura e profundidade das asperezas (ASM, 1998; GARCÍA-JURADO et al., 2015; SEDLAČEK et al., 2017; HALEEL, 2018).

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 15 (LEACH, 2001; PEREIRA et al., 2019). É necessário que todos os vales sejam convertidos para picos ($|y_i|$). Isso é uma justificativa pelo qual muitos autores afirmam que esse parâmetro não diferencia picos e vales. A linha média do perfil apresentada é utilizada como referência para o cálculo do R_a e demais parâmetros.

Segundo alguns autores, o R_a não é sensível às pequenas mudanças no perfil de rugosidade, seja por picos mais altos, vales mais profundos e/ou pequenas ondulações. Em alguns casos, pequenas alterações do processo de usinagem podem ser mascaradas por esse parâmetro. Assim, recomenda-se a utilização da média aritmética quadrática R_q (ASM, 1998; LEACH, 2001; TODOROVIC et al., 2015; SEDLAČEK et al., 2017; LIANG, G. et al., 2018). Segundo Sedlaček et al. (2012a) e García-Jurado et al. (2015), R_q é similar à R_a , não diferencia picos e vales, porém amplifica (ao quadrado) ocasionais asperezas mais profundas. De acordo com Leach (2001), é um parâmetro importante para a caracterização óptica das superfícies.

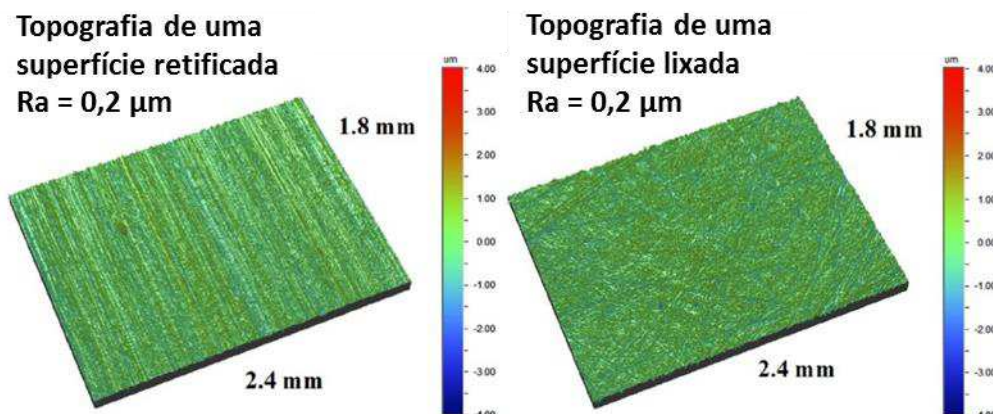
Kang et al. (2015) denominam esses parâmetros como “Birmingham 14”. São utilizados para a “caracterização clássica” da rugosidade. No entanto, para estudos mais aprofundados, outros parâmetros são necessários (SEDLAČEK et al., 2012b; HORVÁTH et al., 2015b; DZIERWA, 2017; ROY et al., 2018). Para o estudo entre superfícies em contato, esses parâmetros não são suficientes para obter respostas confiáveis, porque, por exemplo, duas superfícies podem apresentar o mesmo valor de R_a (Figura 16), porém com desempenhos tribológicos distintos.

Figura 15: Análise da média aritmética do perfil de rugosidade



Fonte: Adaptado de Leach, 2001.

Figura 16: Superfícies distintas com R_a iguais



Fonte: Menezes e Kailas, 2016.

São necessários então parâmetros que descrevam como as asperezas estão distribuídas ao longo do perfil de rugosidade (DELEANU et al., 2012; SEDLAČEK et al., 2012a; DZIERWA, 2017; HE et al., 2018).

3.5.2 A importância da rugosidade nos estudos tribológicos

Segundo Sedlaček et al. (2012a), 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.

A redução do coeficiente de atrito entre superfícies em contato pode ser alcançada por diferentes métodos: modificação da macro geometria dos componentes, adição de revestimento e/ou lubrificantes e a modificação da rugosidade da superfície. Muitos estudos enfatizam esse último método citado, por agregar menor custo e não modificar a macro geometria. Para melhorar as propriedades tribológicas de uma superfície é necessário estudar a correlação entre o coeficiente de atrito e os parâmetros de rugosidade, que estão diretamente relacionados com cada processo de usinagem e seus parâmetros (SEDLAČEK et al., 2012a; XING et al., 2014; MENEZES e KAILAS, 2016; SEDLAČEK et al., 2017; LIANG, G. et al., 2018).

Todorovic et al. (2015) explicam a função das asperezas durante o contato entre superfícies com uma carga normal aplicada: o contato inicial ocorre entre os picos, que podem deformar elasticamente ou plasticamente dependendo da magnitude da carga normal. Supondo que a carga seja incrementada ao longo do tempo, o estágio de deformação será elástico, elastoplástico e depois, plástico. A área real de contato na interface é referente às asperezas em contato. À medida que a deformação aumenta, as pontas tendem a achatar, aumentando, conseqüentemente, a área de contato. Na presença de movimento relativo, as asperezas são cisalhadas e posteriormente quebradas, tornando-se partículas de desgaste. Se as asperezas são totalmente removidas, as superfícies atingem o fim da vida útil. Adesão completa é observada nesse momento. Segundo Sedlaček et al. (2012a), um desgaste abrasivo será predominante em uma superfície rugosa, enquanto em uma superfície lisa, a maior área de contato real levará a um desgaste predominante adesivo.

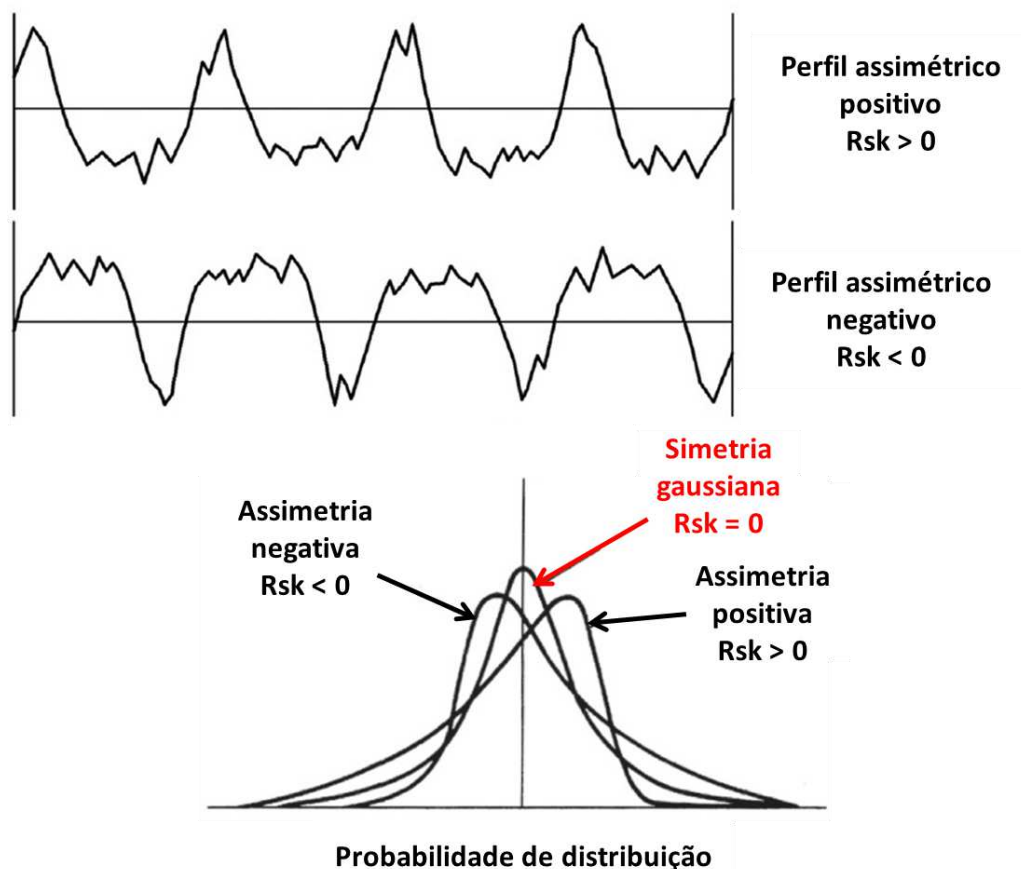
De acordo com Whitehouse (1997), a dureza de uma aspereza pode ser maior ou menor do que a dureza média do material propriamente dito, justificando o fato de uma superfície de bronze suportar o deslizamento de uma ponta de prova de diamante durante a leitura de rugosidade. Quando duas superfícies estão em contato, as asperezas atuam como suporte mecânico e determinarão o comportamento do coeficiente de atrito e do desgaste durante um suposto movimento relativo. A resistência mecânica de uma aspereza depende da sua geometria (altura, largura e ponta). Os parâmetros de rugosidade podem ser indicadores da geometria (SEDLAČEK et al., 2012a).

Dos diversos parâmetros de rugosidade disponíveis, muitos estudos mostram que a assimetria e a curtose são parâmetros mais indicados para avaliar o comportamento tribológico das superfícies (SEDLAČEK et al., 2011; HORVÁTH et al., 2015a; ZHA et al., 2019), pois descrevem a distribuição de picos e vales no perfil de rugosidade (FIORENTINI et al., 2016; DZIERWA, 2017; HAMEED et al., 2019).

3.5.3 Definição dos parâmetros de assimetria e curtose

A assimetria (R_{sk} ou S_{sk}) descreve a probabilidade de distribuição entre picos e vales no perfil de rugosidade, tendo a distribuição gaussiana (normal) como referência (Figura 17). Esse parâmetro determina se a rugosidade de uma superfície é predominante em picos ou em vales (PELCASTRE et al., 2015; TO et al., 2018). É adimensional, calculado por meio do parâmetro R_q elevado à terceira potência (LEACH, 2001; KANG et al., 2015). 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 (PANDA et al., 2015; SEDLAČEK et al., 2017; HE et al., 2018; TO et al., 2018; YIN et al., 2019).

Figura 17: Caracterização da simetria do perfil de rugosidade

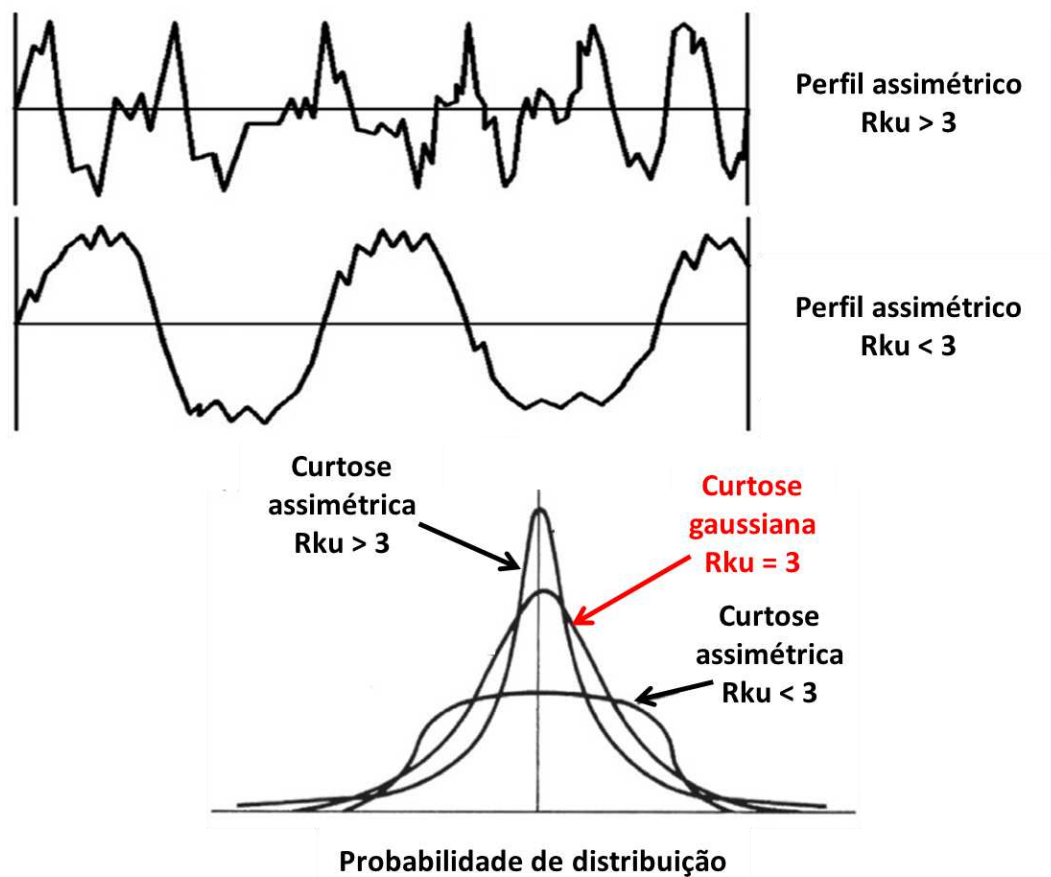


Fonte: Adaptado de He et al., 2018 e To et al., 2018.

A curtose (R_{ku} ou S_{ku}) refere-se ao achatamento das asperezas, tendo o valor gaussiano igual a três (Figura 18). 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 (HORVÁTH et al., 2015b; SEDLAČEK et al., 2017; HE et al., 2018; TO et al., 2018). Logo, assim como a assimetria, a curtose também é adimensional e calculada por meio de R_q , porém, à quarta potência (LEACH, 2001; HORVÁTH et al., 2015b).

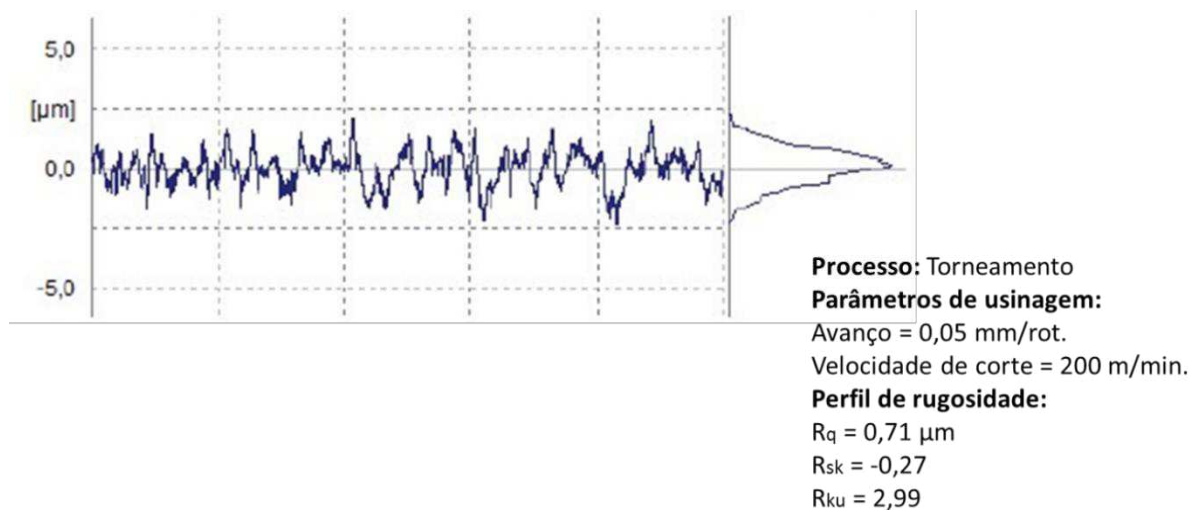
Como mencionado anteriormente, na prática as superfícies usinadas pelos processos convencionais geralmente não são gaussianas. Esse conceito refere-se à assimetria nula e curtose igual a três (WANG. et al., 2015; HU et al., 2017; HODAEI e FARHANG, 2017; GRABE et al., 2018). A título de exemplificação, é apresentado na Figura 19 o perfil de rugosidade de uma superfície torneada durante os estudos de García-Jurado et al. (2015). O perfil é similar ao conceito gaussiano.

Figura 18: Caracterização de achatamento do perfil de rugosidade



Fonte: Adaptado de He et al., 2018 e To et al., 2018.

Figura 19: Perfil real de rugosidade similar ao conceito gaussiano de R_{sk} e R_{ku}



Fonte: Adaptada de García-Jurado et al., 2015.

Segundo Hodaei e Farhang (2017), superfícies torneadas e fresadas apresentam, respectivamente, assimetria positiva e negativa. Os valores desses

parâmetros são apresentados na Tabela 2 para alguns processos de usinagem. Valores para a furação não foram encontrados na presente pesquisa.

Tabela 2: Valores típicos de R_{sk} e R_{ku} para diferentes processos convencionais de usinagem

Processo de usinagem	Assimetria (R_{sk})	Curtose (R_{ku})
Torneamento	0,2 a 1,0	2 a 4
Fresamento	0,2 a -1,6	2 a 10
Retificação	0,0 a -0,8	2 a 6

Fonte: Stout (1980) e Horváth et al. (2015a).

3.5.4 Aplicações dos parâmetros de assimetria e curtose

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.

Shi et al. (2016) realizaram um estudo matemático do efeito da rugosidade (R_q , R_{sk} e R_{ku}) na vida à fadiga de um rolamento esférico em condições severas de trabalho (carregamento e rotação). Os resultados mostraram que a resistência da superfície é melhorada quando R_{sk} é negativo e R_{ku} está próximo ou abaixo de três. De acordo com os autores, a assimetria negativa reflete uma superfície com maior capacidade de retenção de lubrificante.

Roy et al. (2018) investigaram a formação de micropites por meio das alterações de rugosidade (R_a , R_q , R_{sk} e R_{ku}) na fadiga por contato em amostras de aço AISI 8620 em diferentes teores de austenita retida. Os autores observaram que R_a e R_q reduziram em aproximadamente 50% durante o regime running-in (0,01 milhões de ciclos). Após esse período não houveram alterações desses parâmetros. Após um milhão de ciclos, verificou-se que a redução de R_{sk} e o aumento de R_{ku} correlacionavam-se com a formação e propagação de micropites.

Panda et al. (2015) estudaram o efeito da rugosidade (R_a , R_{sk} e R_{ku}) de superfícies do aço inoxidável 316L no desgaste de um material polimérico durante o

ensaio pino sobre disco. Resultados mostraram que superfícies leptocúrticas ($R_{ku} > 3$) e platicúrticas ($R_{ku} < 3$) com R_{sk} acima de 0,2 exibiram melhor resistência ao desgaste.

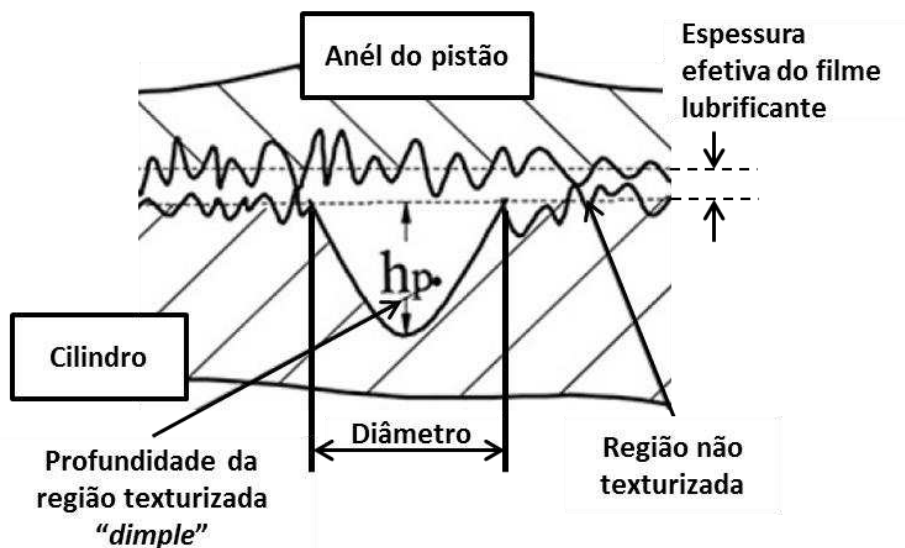
Dzierwa (2017) investigou a correlação entre a rugosidade inicial (S_q , S_{sk} e S_{ku}), o desgaste e o atrito durante o ensaio pino sobre disco, a seco. Os discos foram usinados (retificação, fresamento e brunimento) para obter parâmetros S_q similares (diferença abaixo de $0,5\mu m$). Os resultados apontaram uma correlação entre S_{ku} e o coeficiente de atrito: maiores valores de curtose levaram à redução do desgaste. Verificou-se também que superfícies com assimetria negativa contribuem para a redução do desgaste.

Pesquisas voltadas para a textura de superfícies têm crescido nas áreas de tribologia e usinagem diante dos significantes ganhos em termos de redução do coeficiente de atrito e desgaste das superfícies (ZHA et al., 2019). A “texturização de superfícies” é um processo não convencional capaz de modificar a rugosidade para valores determinados. Tem mostrado bons resultados para melhorar o desempenho de superfícies tribológicas. Basicamente, a técnica tem como objetivo alterar a rugosidade inicial da superfície, geralmente adicionando canais ou *dimples*, cuja função é reter partículas, sejam de desgaste ou de lubrificantes (THOMAS e KALAICHELVAN, 2018; CHEN et al., 2019). De acordo com Sedlaček et al. (2017), a texturização de superfície refere-se a uma “micro rugosidade ordenada” capaz de obstruir o contato de uma superfície durante o deslizamento.

Yin et al. (2019) citam que a característica micro geométrica da superfície tem um papel importante na engenharia de motores de combustão interna. Segundo os autores, o estudo dos parâmetros de rugosidade e a texturização superficial no tribossistema pistão-anél-cilindro (Figura 20) podem reduzir o consumo de combustível e a emissão de poluentes. Superfícies “lisas” com *dimples* têm mostrado bons resultados.

Os estudos de Braun et al. (2014) mostraram que a texturização de superfícies reduziu em até 80% o coeficiente de atrito no ensaio pino sobre disco entre superfícies metálicas em diferentes condições de lubrificação e velocidades de deslizamento (entre 75mm/s e 200mm/s).

Figura 20: Texturização do tribossistema pistão-anél-cilindro



Fonte: Adaptado de Yin et al., 2019.

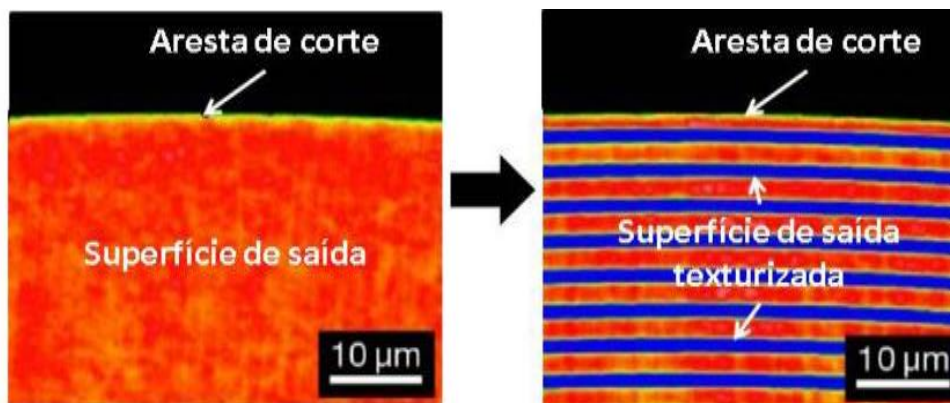
Sedlaček et al. (2017) investigaram a influência dos parâmetros S_{sk} e S_{ku} de superfícies (aço 100Cr6) texturizadas a laser sobre o coeficiente de atrito durante o ensaio de deslizamento recíproco lubrificado. Os parâmetros do processo foram alterados para obter distintas superfícies. Os resultados mostraram uma influência da assimetria e curtose. Uma redução de 32% no coeficiente de atrito foi obtida com a superfície de assimetria mais negativa e curtose mais positiva.

Kawasegi et al. (2017) e Kawasegi et al. (2019) citam que o atrito entre o cavaco e a ferramenta durante a usinagem tem um impacto relevante sobre o desgaste da ferramenta e a rugosidade do produto acabado. Esforços de corte, calor e deformação plástica dos materiais estão relacionados com o atrito. Para reduzir o coeficiente de atrito nesse tribossistema, a texturização de superfícies também é aplicada sobre a ferramenta (Figura 21). De acordo com os autores, bons resultados têm sido encontrados, por exemplo, na usinagem de ligas de alumínio com ferramentas de diamante.

Uma visão geral a respeito da texturização de superfície pode sugerir que seus benefícios independem da rugosidade inicial da superfície, uma vez que muitos estudos mostram que esse processo é capaz de modificar principalmente os parâmetros de assimetria e curtose por meio de *dimples*. No entanto, de acordo com Yin et al. (2019), a área não texturizada geralmente é muito maior que a área processada. Logo, a rugosidade original da superfície não pode ser desconsiderada

nos estudos tribológicos. O estudo da rugosidade em processos de usinagem convencional também pode ser benéfico para superfícies tribológicas.

Figura 21: Aplicação da texturização em um inserto de corte



Fonte: Adaptado de Kawasegi et al., 2019.

De acordo com Horváth et al. (2015a), superfícies com assimetria negativa e curtose maior que três apresentam maior resistência aos carregamentos mecânicos sobre deslizamento. Os autores complementam que essas superfícies são obtidas por processo de “super acabamento” após, por exemplo, um torneamento utilizando-se inserts com geometria Wiper.

Atenção deve ser tomada para o uso da assimetria e curtose. Alguns estudos mostram que esses parâmetros podem ser acompanhados de incertezas expressivas, principalmente por estarem relacionados matematicamente com R_q por meio de potenciação. García-Jurado et al. (2015) estudaram as influências dos parâmetros de corte (avanço, velocidade corte e profundidade de usinagem) sobre a rugosidade (parâmetros R_q , R_{sk} e R_{ku}) e a adesão indireta/secundária durante o torneamento a seco de um liga Al-Cu. Os autores fizeram as seguintes conclusões a respeito da rugosidade: (1) em velocidade de corte constante, R_q e R_{sk} são proporcionais ao avanço. Para R_{ku} a relação é contrária; (2) mantendo-se o avanço constante, R_q tende a reduzir com o aumento da velocidade de corte. R_{sk} e R_{ku} não apresentaram tendência linear. Limandri et al. (2016) realizaram um estudo sobre a caracterização superficial de esmaltes dentários de pacientes com várias idades. Os parâmetros R_a , S_q , S_z , S_{sk} e S_{ku} foram mensurados. Em seus resultados, observou-se incertezas de medição acima de 100% para os parâmetros de assimetria e curtose. Os autores concluíram que S_{sk} e S_{ku} não são recomendados para esse tipo de estudo.

3.6 Planejamento de experimentos

Realizar experimentos é uma prática fundamental da pesquisa científica, em que se busca obter algum conhecimento sobre o objeto estudado. Ao longo do tempo, a evolução da pesquisa foi acompanhada pelo desenvolvimento contínuo de metodologias experimentais que pudessem apresentar resultados confiáveis associados ao menor custo. O termo “otimização do processo” ou similar a esse é frequentemente observado em pesquisas científicas voltadas à indústria de manufatura. De acordo com Abrahão et al. (2015), a grande questão é a escolha do caminho para se alcançar a “otimização do processo”, ou seja, definir um procedimento experimental adequado para uma análise profunda do processo, buscando todas as informações possíveis na literatura para a consideração de todas as variáveis a serem estudadas.

De acordo com Dean et al. (2017), a busca pela resposta do estudo exige que o pesquisador faça no mínimo dois questionamentos: (1) “Qual é o principal objetivo de realizar este experimento?” e (2) “O que pretendo mostrar com este experimento?”. Automaticamente, outros questionamentos irão surgir: (1) “Quantas e quais observações deverei fazer?” e (2) “Diante de limitações de recursos, como poderei obter o máximo de informações?”. Nesse caso, a utilização de recursos estatísticos e matemáticos pode auxiliar em muito na solução dessas e outras questões. De acordo com Dean et al. (2017), o processo de planejar um experimento requer um “checklist” de decisões que devem ser consideradas, conforme apresentado na Figura 22.

O Planejamento de Experimentos, *Design Of Experiments* (DOE), é uma ferramenta promissora para o conceito “planejando para o meio ambiente” que tem sido abordado pelas indústrias. Associa respostas robustas, análise mútua de variáveis, menor tempo e custo experimental. Muitos estudos na área de processos de fabricação têm utilizado o DOE para avaliar os efeitos dos parâmetros de usinagem sobre a qualidade do produto, o desgaste de ferramentas, esforços de usinagem, vibrações mecânicas entre outros (BESSERIS e KREMMYDAS, 2014; CASTORANI et al., 2016; OPRIME et al., 2017; PINHEIRO et al., 2018).

Figura 22: Checklist para planejar um experimento



Fonte: Próprio autor.

No DOE as variáveis de entrada, ou variáveis independentes, são denominadas por “fatores”, cada um com dois ou mais valores que são alterados, denominados por “níveis”. Os níveis são estabelecidos pelo pesquisador de acordo com o processo estudado. O pesquisador tem o compromisso da seleção consciente dessas variáveis. Em seguida, o DOE formula experimentos unitários com diferentes combinações entre os fatores e os níveis. O resultado das interações permite determinar o efeito de cada fator além do desenvolvimento de um modelo matemático de previsão das variáveis respostas, ou variáveis dependentes, dentro do campo paramétrico estudado (CASTORANI et al., 2016; DEAN et al., 2017; BRAHMI 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, *Central Composite Design* (CCD), é uma opção ideal para a geração de modelos quadráticos, ou seja, quando a relação entre as variáveis (fatores e respostas) não é linear (ABDULLAH et al., 2012; ABEDFAR e SADEGHI, 2019; KUMAR, S. et al., 2020).

3.6.1 Planejamento composto central

O Planejamento Composto Central (CCD) 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 3.

Tabela 3: 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	1	1,5	2
B	X2	10	20	30

Fonte: Próprio autor.

O número de experimentos unitários (ou tratamentos) estabelecidos no planejamento é determinado pela Equação 1:

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

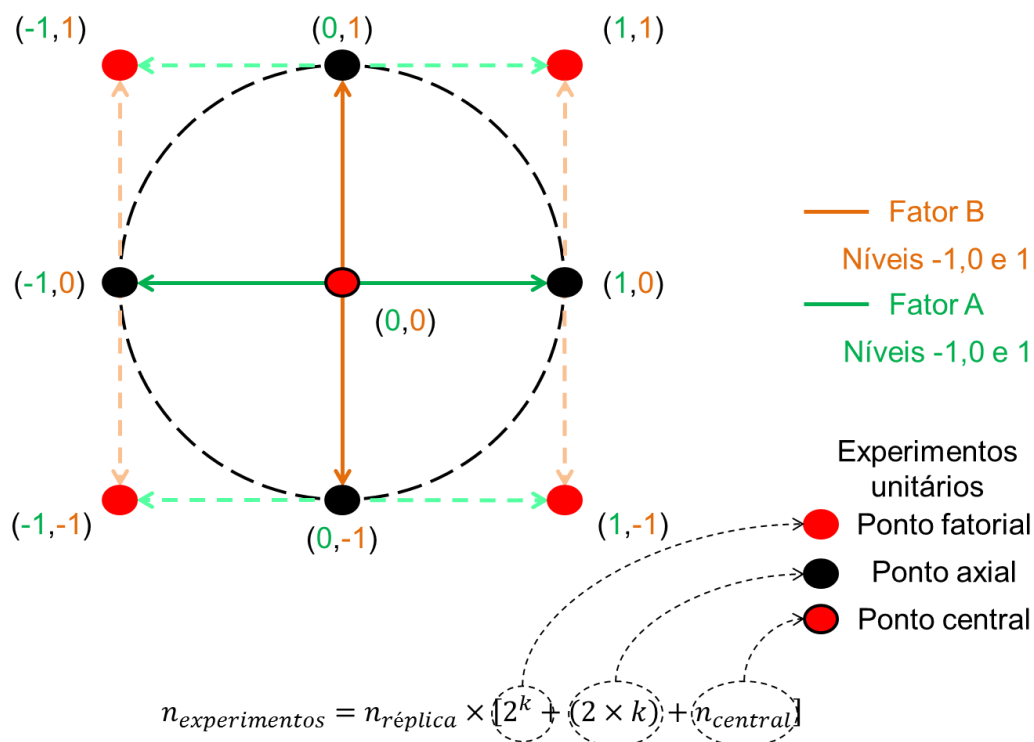
Na Equação 1, 2^k representa a parte fatorial dos níveis -1 e +1 de cada fator, $(2 \times k)$ é a parte axial nos níveis $-\alpha$ e $+\alpha$ (ver Figura 23) para um fator e no nível zero para o outro fator, n_{central} é o número de pontos centrais (experimentos unitários com níveis zero em ambos fatores) e $n_{\text{réplica}}$ representa o número de réplicas desejadas (CONAGIN, 1982; SARMIENTO, 2014; ABRAHÃO et al., 2015; COSTA, 2016; DEAN et al., 2017; VIEIRA, 2018). Cada termo apresenta sua contribuição para a formulação do modelo matemático do DOE, conforme descrito na Tabela 4.

Tabela 4: Contribuição dos pontos experimentais para o modelo matemático

Ponto	Contribuição
Fatorial (2^k)	Estimativa dos termos lineares e nas interações entre os fatores.
Axial ($2 \times k$)	Estimativa dos termos quadráticos.
Central (n_{central})	Impacta na distribuição da variância da resposta e na estimativa do erro puro experimental.

Fonte: Adaptado de Sarmiento, 2014 e Dean et al., 2017.

Figura 23: Pontos experimentais no planejamento CCD de face centrada



Fonte: Próprio autor.

De acordo com Conagin (1982) e Dean et al. (2017), o pesquisador tem a flexibilidade de escolher o modo de planejamento CCD baseado na possibilidade de realização dos experimentos dentro do domínio experimental e no valor de α : ortogonal, rotacional, ortogonal e rotacional ou face centrada. O planejamento ortogonal permite a estimativa independente dos coeficientes do modelo de regressão, enquanto o modo rotacional estabelece variâncias iguais para os pontos equidistantes ao ponto central. Segundo Sarmiento (2014), no planejamento rotacional é necessária a alteração de α de acordo com o número de fatores.

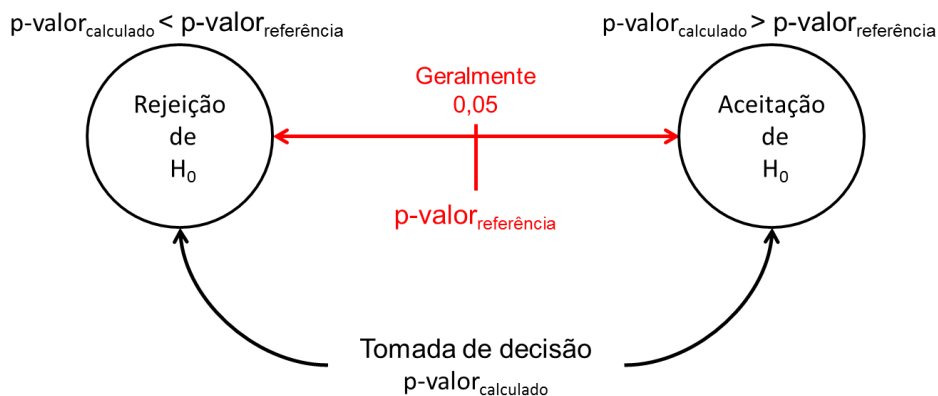
Quando α tem valor igual a 1, os pontos axiais estarão localizados sobre as arestas do quadrado para um planejamento fatorial 2^2 denominado por “Planejamento Composto Central de Face Centrada” (BREITKREITZ et al., 2014; COSTA, 2016; VIEIRA, 2018). Esse planejamento dispõe de experimentos unitários cujos fatores são combinados nos pontos centrais (0,0), axiais (0,±1 ou ±1,0) e fatoriais (níveis máximos e mínimos) conforme apresentado na Figura 23.

3.6.2 Análise de resultados no planejamento experimental

Após a execução dos experimentos unitários, mensurando todas as variáveis de 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 (KOUSHA et al., 2012; SOLTANI et al., 2014; YONGFAN et al., 2017; KUSUMA et al., 2019).

O efeito individual e interativo dos fatores é avaliado pela análise de variância, *Analysis Of Variance* (ANOVA), no qual 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%. O efeito sobre a variável resposta é significativo quando p-valor_{calculado} for menor que p-valor_{referência}, ou seja, menor que 0,05. Essa “tomada de decisão” (Figura 24) é baseada no teste de hipótese estatístico (SAHOO e GUPTA, 2012; YONGFAN et al., 2017; PINHEIRO et al., 2018).

Figura 24: Tomada de decisão no teste de hipótese estatístico



Fonte: Próprio autor.

O teste contém duas hipóteses, como exemplo: uma afirma que os dois grupos são estatisticamente iguais (hipótese nula H_0) e a outra afirma que os grupos são distintos (hipótese alternativa H_1). A tomada de decisão é realizada pela comparação entre p-valor_{referência} e o p-valor_{calculado}. A hipótese nula será aceita quando p-valor_{calculado} for maior que p-valor_{referência}. Nesse caso pode-se afirmar que os dois grupos citados anteriormente são estatisticamente iguais. Caso contrário, rejeita-se a hipótese nula e automaticamente se aceita a hipótese alternativa em que os grupos

são distintos (WASSENNAN, 2004; KAYAN e GÖZMEN, 2012; 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, não apenas nos pontos onde os experimentos foram realizados (BREITKREITZ et al., 2014; ANNIGERI et al., 2016). Supondo um DOE CCD com 2 fatores (fatores X_1 e X_2), o resultado apresentado pela análise de regressão consiste em uma equação de previsão da variável resposta Y similar à Equação 2:

$$Y = \text{intercepto} + aX_1 + bX_2 + cX_1^2 + dX_2^2 + eX_1X_2 + \varepsilon \quad (2)$$

Na Equação 2, o intercepto é uma constante, as letras a, b, c, d, e são os coeficientes respectivos aos efeitos lineares e quadráticos de cada fator e suas interações, e ε representa o erro experimental (ABDULLAH et al., 2012). A adição das réplicas no planejamento é importante para a estimativa do erro experimental. Para isso, as repetições experimentais devem respeitar as mesmas condições paramétricas. A estimativa do erro experimental é a unidade básica de medição para determinar se as diferenças observadas nos dados são estatisticamente diferentes ou não (SILVEIRA, 2003; DEAN et al., 2017).

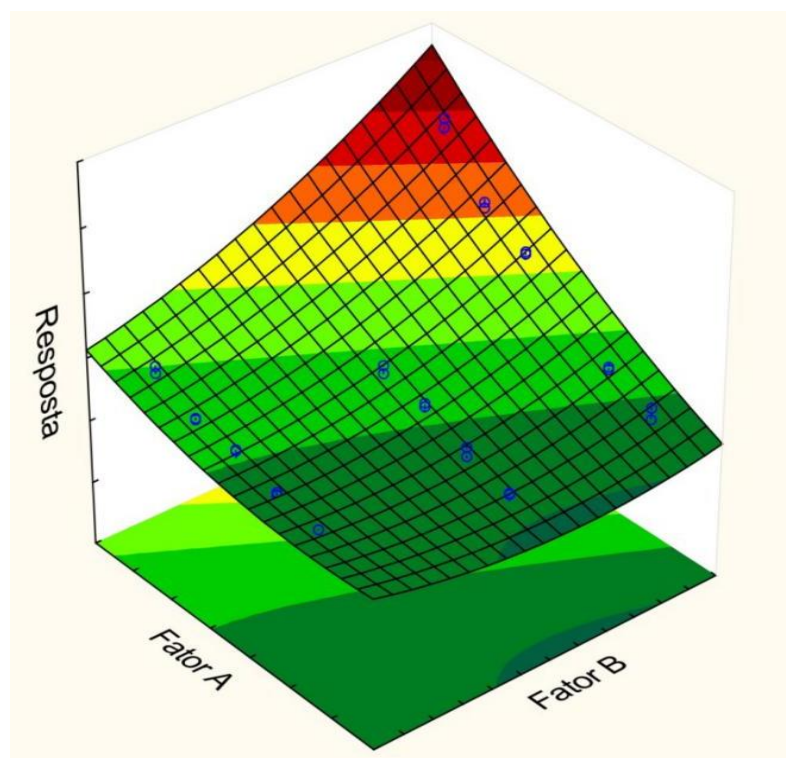
O modelo de regressão é avaliado pela ANOVA quanto à significância dos coeficientes, adequação ao experimento (coeficiente de determinação, R^2_{ajustado}) e a falta de ajuste. O nível de significância ($p\text{-valor}_{\text{calculado}}$) de cada coeficiente linear ou quadrático é determinado pelo teste de hipótese “T-Student”, geralmente ao nível de 95% de confiabilidade ($p\text{-valor}_{\text{referência}} = 0,05$) (KOUSHA et al., 2012; ABEDFAR e SADEGHI, 2019; KUMAR, S. et al., 2020).

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 (KAYAN e GÖZMEN, 2012; CASTORANI et al., 2016; PINHEIRO et al., 2018; KUSUMA et al., 2019). Uma superfície de resposta genérica é apresentada na Figura 25.

A RSM consiste em uma análise gráfica bidimensional e tridimensional de uma superfície traçada por um modelo polinomial quadrático (Equação 2) que representa

o efeito entre duas variáveis independentes sobre uma variável dependente (resposta). O processo em estudo pode conter mais de duas variáveis independentes e uma variável resposta, no entanto, cada gráfico da RSM fica restrito à apresentação entre três variáveis, sendo a variável resposta uma delas (SAHOO e GUPTA, 2012; SOLTANI et al., 2014).

Figura 25: Gráfico genérico da RSM

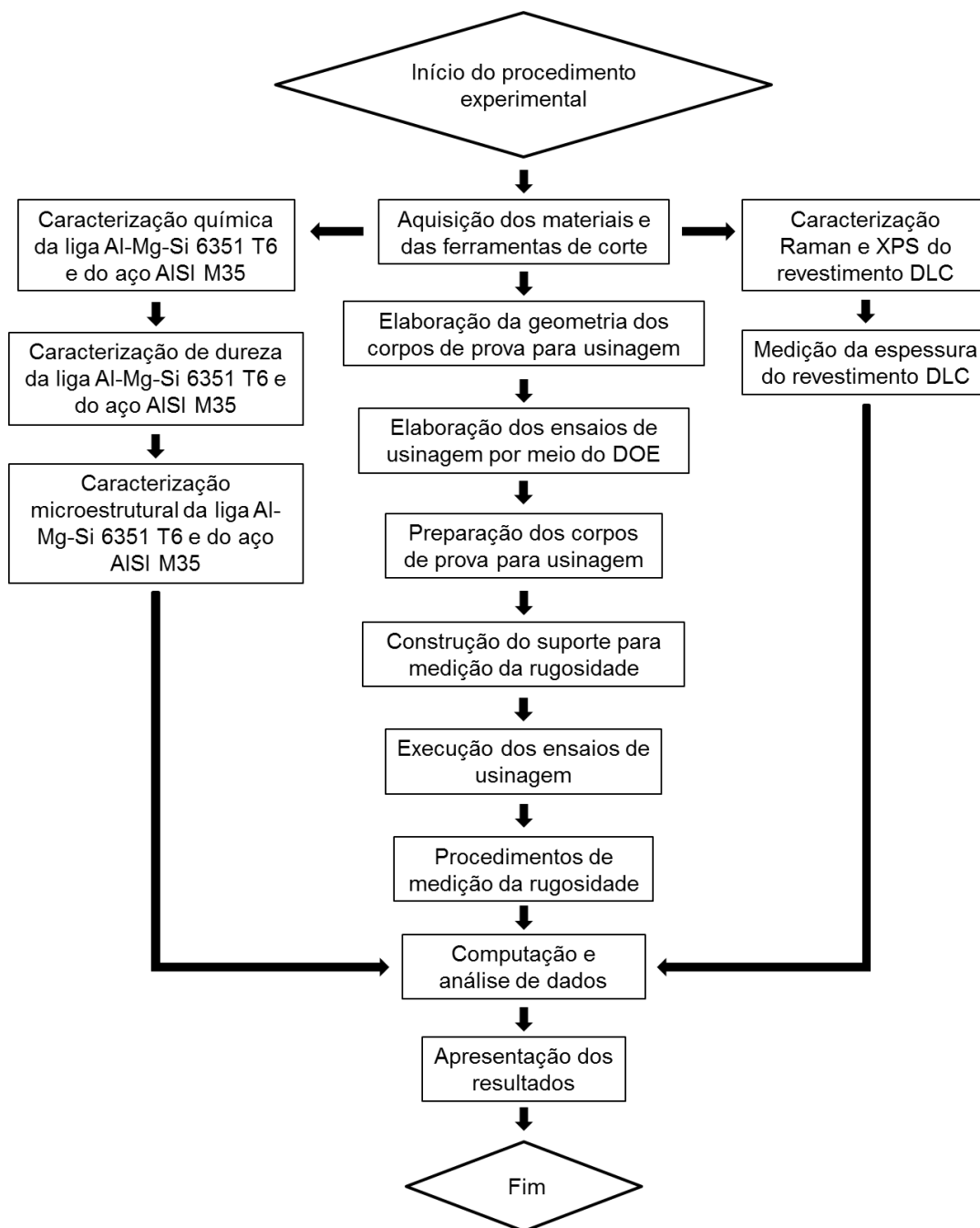


Fonte: Próprio autor

4 METODOLOGIA

O fluxograma do procedimento experimental é apresentado na Figura 26, elaborado para visualizar e compreender de forma simplificada todas as etapas estabelecidas para se alcançar o objetivo do trabalho.

Figura 26: Fluxograma do procedimento experimental do estudo



Fonte: Próprio autor.

4.1 Materiais

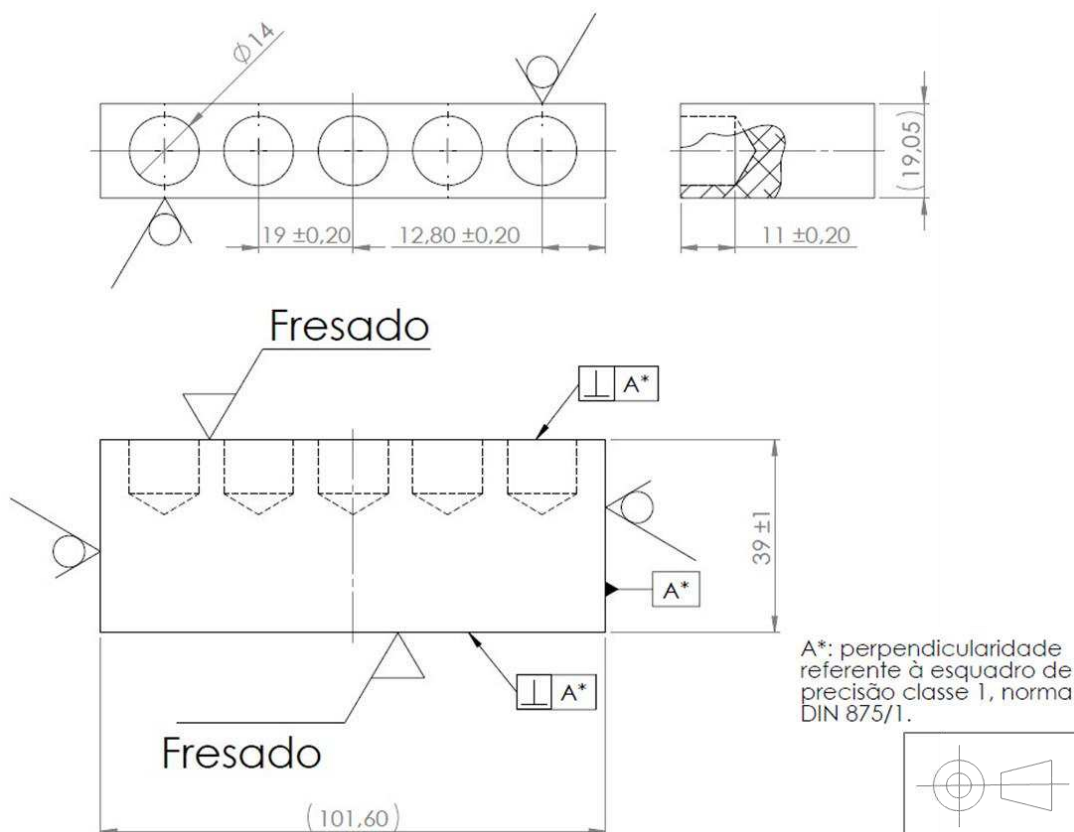
Três materiais foram utilizados para a realização do estudo: (1) liga de alumínio Al-Mg-Si 6351 T6 como material de usinagem (corpos de prova para a furação); (2) o aço-rápido AISI M35 para a fabricação das ferramentas de corte e; (3) o revestimento DLC, aplicado sobre uma das ferramentas de corte utilizada no processo de usinagem.

4.2 Preparação dos corpos de prova

Os corpos de prova para os ensaios de usinagem foram preparados a partir de barras chatas em liga de alumínio 6351 T6 de seção retangular (300,20mm x 101,60mm x 19,05mm). A geometria do corpo de prova proposto é apresentada na Figura 27: prisma quadrangular (101,60mm x 39mm x 19,05mm), duas superfícies paralelas entre si preparadas por fresamento, sendo uma utilizada para apoio sobre a superfície-base da morsa de fixação da máquina-ferramenta e a outra é destinada à usinagem de cinco furos cegos equidistantes de 14mm de diâmetro e comprimento útil (parede do furo) de 11mm.

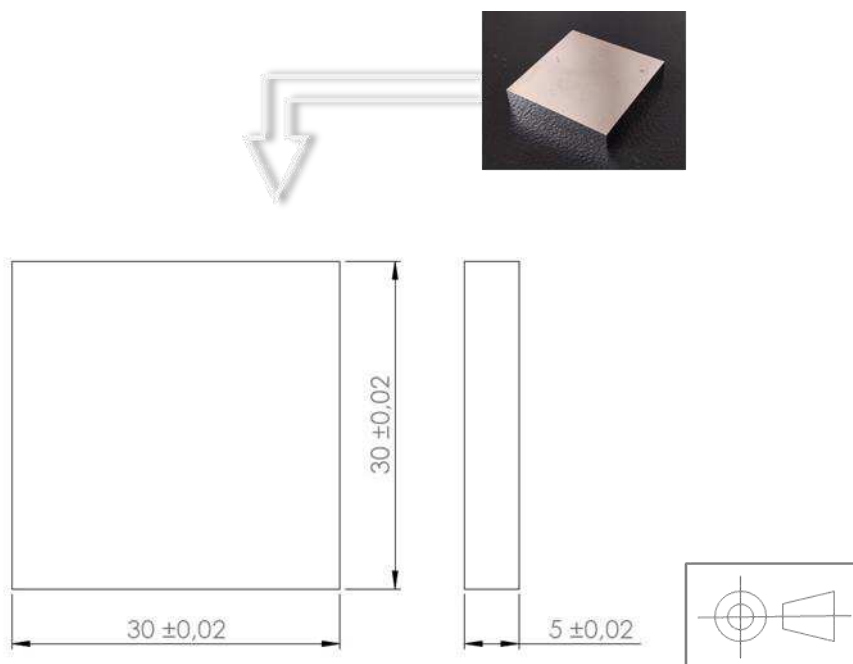
Amostras do material da broca foram preparadas (30mm x 30mm x 5mm) para caracterização conforme apresentado na Figura 28. O acabamento das superfícies foi retificado ($R_a = 0,206 \pm 0,003 \mu\text{m}$), aplicando as mesmas condições que são realizadas na fabricação da ferramenta. Uma das amostras foi utilizada para realizar a deposição do revestimento DLC por meio de pulverização catódica (processo PVD) à temperatura de aproximadamente 150°C (MARTINS, 2016).

Figura 27: Dimensões do corpo de prova em alumínio para usinagem



Fonte: Próprio autor.

Figura 28: Dimensões do corpo de prova para caracterizações



Fonte: Próprio autor.

4.3 Caracterizações

4.3.1 Liga de alumínio e aço-rápido

Os materiais foram caracterizados quanto à composição química, dureza e microestrutura. A análise química quantitativa foi realizada por espectrometria de emissão óptica utilizando o equipamento OES FOUNDRY MASTER Xpert s/n. Foram utilizados programas Al_100 e Fe_400 para a quantificação dos elementos químicos presentes na liga de alumínio e no aço-rápido, respectivamente. Três queimas em áreas de aproximadamente 20mm² em posições aleatórias e regiões planas das amostras foram realizadas. A composição química das ligas foi expressa por meio da média aritmética calculada a partir dos resultados obtidos nas três queimas.

Métodos Brinell (HB) e Rockwell (HR) foram utilizados respectivamente para a caracterização de dureza da liga de alumínio e do aço-rápido conforme normas ABNT NBR ISO 6506-1:2019 e ABNT NBR ISO 6508-1:2019, respectivamente. Os parâmetros da caracterização são apresentados na Tabela 5. Em seguida foi realizada uma análise estatística para comprovar se os materiais caracterizados realmente seriam os esperados. Para isso, os resultados encontrados foram comparados com outras referências (Tabela 6 e Tabela 7).

Tabela 5: Parâmetros para o ensaio de dureza

Especificações	Liga Al-Mg-Si 6351 T6	Aço AISI M35
Método de ensaio	Brinell (HB)	Rockwell (HRC)
Indentador	Esfera de aço Ø 2,5mm	Cone diamante 120°
Pré-carga (kgf)	-	10
Carga principal (kgf)	62,5	140
Número de indentações	5	25
Espaçamento entre indentação e borda (mm)	10	5
Espaçamento entre indentações (mm)		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 6: Referências para caracterização da liga Al-Mg-Si 6351 T6

Base de dados	Classificação	Informação adquirida
Sreeharan e Kannan, 2019		
Mohanavel et al., 2018		
Gonçalves e Silva, 2015	Artigo científico	Composição química
Galvis et al., 2017		
Mondal et al., 2015		
Tavares e Bracarense, 2017		Composição química e dureza
ABNT NBR ISO 209:2010	Norma	Composição química
ABNT NBR 7000:2016		Dureza
ASM, 1990a	Livro	Dureza
DuBronze		Composição química
PlastMetal		
América aços especiais	Fornecedor	Composição química e dureza
ShockMetais		
Alumicopper		
GGDMetals		

Fonte: Próprio autor.

Tabela 7: Referências para caracterização do aço AISI M35

Base de dados	Classificação	Informação adquirida
Egels et al., 2020		Composição química
Soffritti et al., 2020	Artigo científico	Composição química e dureza
Gsellmann et al., 2020		
Martins, 2016	Tese de doutorado	
Andrade, 2009	Dissertação de mestrado	Composição química
ABNT NBR NM 116-1:2005	Norma	
ASM, 1990b	Livro	
Villaresmetals		
Huyangshi ChengQuan Metal Material		
Iguafer aços	Fornecedor	Composição química e dureza
Hubei Risunsteel		
Dalian Jingtai Indústria Trade		
Carlsons Produtos Industriais		

Fonte: Próprio autor.

Para a metalografia, amostras das ligas foram preparadas com área superficial de aproximadamente 64mm² e embutidas em resina acrílica (baquelite) a quente (aproximadamente 100°C), pressão de 130kgf/mm² por um tempo de 10 minutos. A preparação superficial das amostras passou por etapas consecutivas de lixamento,

com lixa d'água em granulometrias de 120, 240, 320, 400 e 600 mesh. Em seguida, o processo de polimento foi realizado em pasta de diamante na sequência: 9µm, 3µm e 1µm. O ataque químico foi realizado com solução de ácido fluorídrico a 0,5% para a liga de alumínio e solução Nital a 3% para o aço-rápido, ambos por um tempo de 20 segundos (FUKUGAUCHI, 2010; SOFFRITTI et al., 2020).

A caracterização microestrutural dos materiais foi realizada por meio da microscopia óptica, equipamento KONTROL modelo IM 713, e a microscopia eletrônica de varredura, equipamento SHIMADZU SuperScan SSX-550 nas superfícies polidas das amostras sem preparação adicional. As condições de análise foram: modo elétrons secundários, 10eV/Ch de resolução, tensão Acc de 25kV e distância de medição entre 9mm e 13mm.

4.3.2 Revestimento DLC depositado sobre o aço-rápido AISI M35

A amostra do aço-rápido revestida em DLC foi avaliada por meio da espectroscopia Raman. O equipamento utilizado foi o espectrômetro Raman Horiba, modelo LabRam HR Evolution com excitação de comprimento de onda de 514nm, intensidade de laser de 50%, potência máxima de 50mW e lentes com 10X e 50X de aumento. Três espectros foram registrados em distintas regiões planas da amostra. Em cada espectro, a deconvolução foi realizada pelo método de “Gauss” com filtro Savitsky-Golay polinomial de segunda ordem, magnitude de 15 pontos. De duas a quatro curvas gaussianas foram utilizadas para obter o maior coeficiente de determinação (R^2_{ajustado}) possível. Nessa metodologia foi adotado como referência o posicionamento constante da banda D em 1350cm^{-1} , tendo como base a trajetória de amorfização do grafite apresentada por Ferrari e Robertson (2000), em que o deslocamento da banda D é desprezível em relação ao da banda G. A estimativa dos conteúdos percentuais de hibridizações sp^2 e sp^3 foi determinada com a aplicação da metodologia de Ferrari e Robertson (2000), por meio da análise das bandas D e G, e o cálculo da razão I_D/I_G considerando a intensidade em função da área de cada banda (NAKAMURA et al., 2018).

A análise de ligações químicas na superfície do revestimento foi realizada por meio da espectroscopia de raios **X** por fotoelétrons (XPS) para quantificar separadamente (NAKAO e al., 2017) os conteúdos percentuais do carbono em hibridizações sp^2 e sp^3 , além do carbono ligado ao oxigênio. O equipamento utilizado

foi o Kratos Axis Ultra X-ray Photoelectron Spectroscopy, com radiação Al-K α (aproximadamente 1486,6 eV), energia de ligação analisada entre 0eV a 1200eV e corrente elétrica de feixes entre 10nA a 15nA. A deconvolução das bandas C-sp², C-sp³, C-O e C=O foi realizada em espectro C1s (pico centralizado em 284,5eV) com função gaussiana. A partir dos resultados obtidos foi possível fazer uma discussão sobre a relação entre a razão I_D/I_G, o conteúdo sp³ e a trajetória de amorfização do grafite (FERRARI e ROBERTSON, 2000).

A espessura do revestimento foi avaliada observando a seção transversal do corpo de prova utilizando a microscopia eletrônica de varredura, no equipamento SHIMADZU SuperScan SSX-550, nas seguintes condições de análise: modo elétrons secundários, 10eV/Ch de resolução, tensão de 25kV e distância de medição entre 9mm e 13mm. A amostra analisada foi metalizada no equipamento SANYU ELECTRON QUICK COATER SC-701, com ouro por um tempo de 18 segundos a 4mA de corrente.

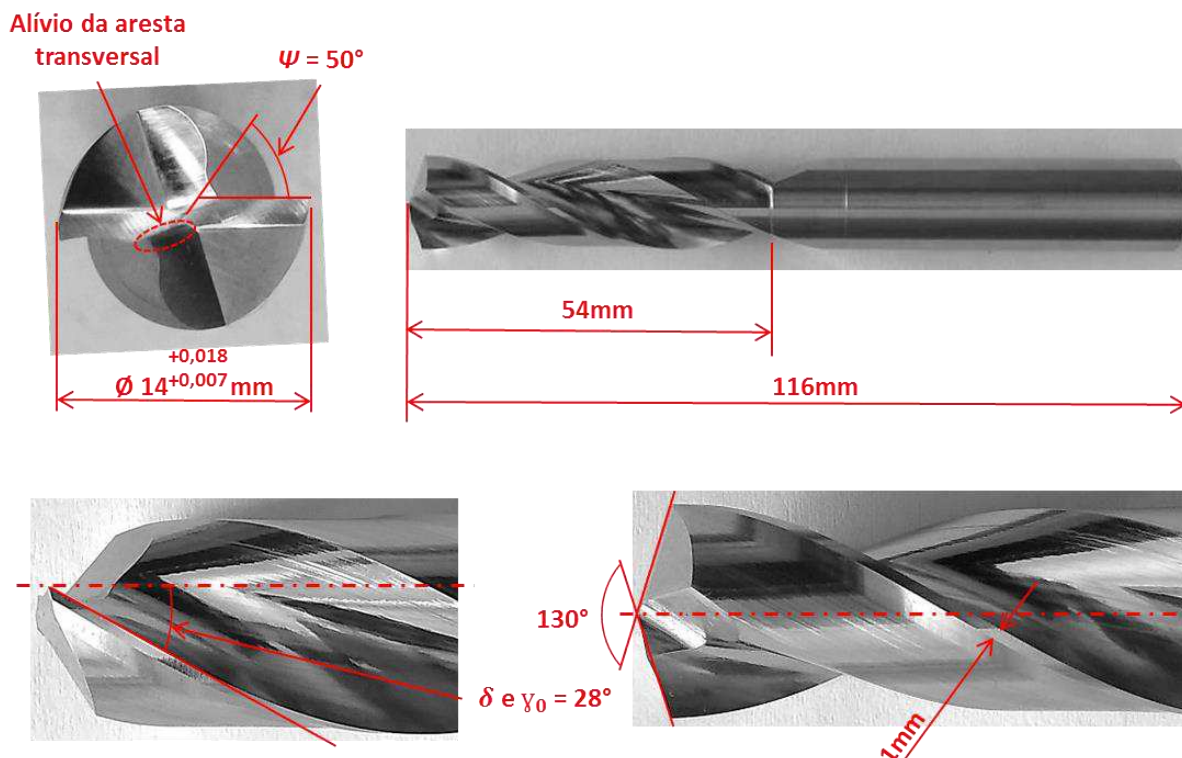
4.4 Ensaios de usinagem

4.4.1 Brocas de aço-rápido utilizadas nos ensaios de usinagem

As ferramentas utilizadas nos ensaios de usinagem foram duas brocas helicoidais tipo N de dois canais e haste reta. A geometria da ferramenta e algumas especificações são apresentadas na Figura 29.

Na Figura 29 observa-se que a ferramenta possui uma afiação que reduz o comprimento da aresta transversal. Esse “alívio da aresta transversal” reduz o mecanismo de adesão e minimiza os esforços de usinagem (RIVERO et al., 2006; SUGITA et al., 2019). O ângulo de ponta da ferramenta entre 130° e 140° foi utilizado como modificação para usinagem de ligas de alumínio, pois diminui o ângulo de deformação do cavaco e como consequência, reduz a pressão de contato na superfície de saída e facilita o escorregamento do cavaco. Além disso, diminui o comprimento da aresta principal de corte, que resulta em menor largura do cavaco e formação de APC (BARAKAT et al., 2019; MARTINS, 2016; KELLY e COTTERELL, 2002; SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011).

Figura 29: Geometria da ferramenta de corte utilizada no estudo



Fonte: Próprio autor.

A broca revestida em DLC é apresentada na Figura 30. A coloração escura é referente ao revestimento, característico do carbono.

Figura 30: Broca de aço-rápido AISI M35 revestida com DLC



Fonte: Próprio autor.

4.4.2 Elaboração dos ensaios de usinagem

Os ensaios de usinagem foram planejados utilizando-se planejamento fatorial, configurado no modelo CCD de face centrada. Os fatores selecionados foram o avanço (f), velocidade de corte (V_c) e a condição da ferramenta (com e sem revestimento). Os dois primeiros fatores foram variados em três níveis (Tabela 8): 0,20mm/rot (-1), 0,25mm/rot (0) e 0,30mm/rot (+1) para o avanço; 41,00m/min (-1), 50,43m/min (0) e 62,03m/min (+1) para a velocidade de corte. Esses valores foram

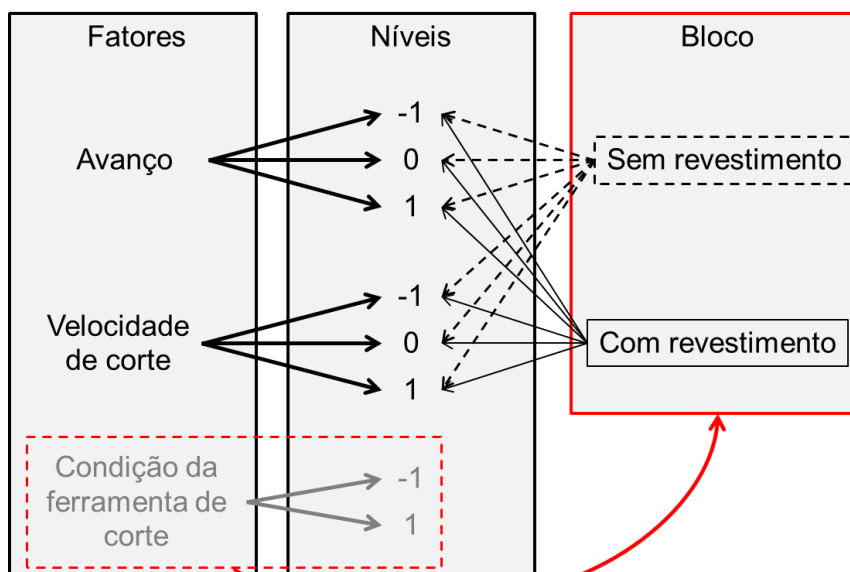
selecionados de acordo com os limites especificados pelo fabricante da ferramenta, sendo possível estabelecer um acréscimo percentual constante de aproximadamente 23%. O comprimento de usinagem foi mantido constante no valor de 14mm. O planejamento fatorial foi definido com ensaios em Bloco (DEAN et al., 2017), para avaliar a influência do terceiro fator (condição da ferramenta), conforme apresentado na Figura 31. O Bloco 1 é atribuído à ferramenta sem revestimento e o Bloco 2 à ferramenta revestida.

Tabela 8: Variáveis de entrada para o DOE

Variável de entrada (Fator)	Variação dos parâmetros (Níveis)		
	Mínimo (-1)	Central (0)	Máximo (+1)
Avanço (mm/rot)	0,20	0,25	0,30
Velocidade de corte (m/min)	41,00	50,43	62,03

Fonte: Próprio autor.

Figura 31: Disposição dos fatores utilizando a técnica de blocos



Fonte: Próprio autor.

Ambos os grupos apresentam as mesmas configurações paramétricas de fatores e níveis, com um adicional de que o bloco em si é também uma variável independente (fator). O modelo matemático de previsão da variável resposta de um planejamento experimental contendo blocos possui a seguinte estrutura (Equação 3) (DEAN et al., 2017):

$$Resposta = \begin{matrix} Constante \\ (ou intercepto) \end{matrix} + Efeito do bloco + Efeito dos fatores + Erro \quad (3)$$

Na Tabela 9 é apresentado o planejamento dos ensaios de furação elaborado no DOE. Nesse planejamento, os níveis dos fatores são representados pelos códigos -1, 0, 1 e 2. Para cada código são atribuídos os valores experimentais que foram apresentados na Tabela 8 (avanço e velocidade de corte) e na Figura 31 (condição da ferramenta). Para maior confiabilidade dos resultados, uma réplica foi adicionada para cada bloco de ensaio e para os fatores centrais (1,0,0 e 2,0,0) do avanço e da velocidade de corte.

Tabela 9: Planejamento dos ensaios de furação

Replicata	Ensaio	Bloco	Avanço	Velocidade de corte
1	1	1	-1	-1
1	2	1	-1	1
1	3	1	1	-1
1	4	1	1	1
1	5	1	0	0
1	6	1	0	0
1	7	2	-1	0
1	8	2	1	0
1	9	2	0	-1
1	10	2	0	1
1	11	2	0	0
1	12	2	0	0
2	13	1	-1	-1
2	14	1	-1	1
2	15	1	1	-1
2	16	1	1	1
2	17	1	0	0
2	18	1	0	0
2	19	2	-1	0
2	20	2	1	0
2	21	2	0	-1
2	22	2	0	1
2	23	2	0	0
2	24	2	0	0

Fonte: Próprio autor.

Os ensaios de usinagem foram realizados no centro de usinagem CNC Romi Discovery 560. Para cada ensaio estabelecido, um corpo de prova (Figura 27) foi enumerado e utilizado, totalizando em 24 corpos de prova e 120 furos usinados. Na busca de minimizar variáveis “ruídos” no experimento, a atenção foi dada à fixação da ferramenta ao mandril, mantendo-se constante a distância de 70mm entre a ponta da broca e a face de referência do mandril.

Devido à utilização de uma única ferramenta de corte para cada condição estabelecida do terceiro fator (ver Figura 31), o planejamento apresentado na Tabela 9 foi modificado conforme observado na Tabela 10.

Tabela 10: Planejamento dos ensaios de furação reorganizado em etapas

Etapas	Replicata	Ensaio	Bloco	Avanço	Velocidade de corte
1º dia	1	1	1	-1	-1
	1	2	1		+1
	2	13	1		-1
	2	14	1		+1
	1	7	2		0
	2	19	2		0
2º dia	1	3	1	+1	-1
	1	4	1		+1
	2	15	1		-1
	2	16	1		+1
	1	8	2		0
	2	20	2		0
3º dia	1	5	1	0	0
	1	6	1		0
	2	17	1		0
	2	18	1		0
	1	9	2		-1
	1	10	2		+1
	1	11	2		0
	1	12	2		0
	2	21	2		-1
	2	22	2		+1
	2	23	2		0
	2	24	2		0

Fonte: Próprio autor.

Para amenizar o efeito do mecanismo de adesão durante a usinagem contínua sobre a rugosidade mensurada em cada corpo de prova, optou-se por realizar o ensaio de usinagem em três etapas distintas (Tabela 10). Cada etapa foi realizada em um único dia, executando ensaios compostos pelos mesmos níveis do fator “avanço”, o qual observou-se, pela revisão bibliográfica realizada, como o mais influente sobre a rugosidade (GÓMEZ-PARRA et al., 2013; GARG e GOYAL, 2015; PAKTINAT e AMINI, 2018, YAŞAR, 2019).

Ao final de cada etapa as ferramentas de corte foram imersas em solução de hidróxido de sódio (concentração de 10% em NaOH, código NA-003301) durante 6 horas (Figura 32) para remover o material usinado aderido, processo este denominado por decapagem (MARTINS, 2016). Após decapagem, um acompanhamento qualitativo de alterações geométricas por mecanismos de desgaste foi realizado por meio de inspeção visual da superfície de saída e das arestas transversal, principal e secundária. As imagens foram registradas com microscópio digital CM-130U *Microscopy*, com aumentos de 30 e 60 vezes, similar à metodologia utilizada por Yıldız e Sur (2021).

Figura 32: Etapa de decapagem das ferramentas de corte



Fonte: Próprio autor.

4.4.3 Mensuração das variáveis de respostas

Parâmetros bidimensionais de assimetria (R_{sk}), curtose (R_{ku}), média aritmética (R_a) e média aritmética quadrática (R_q) foram analisadas estatisticamente após os ensaios de usinagem como variáveis de resposta no planejamento de experimentos.

A medição da rugosidade foi realizada pelo método de contato, com o rugosímetro portátil Mitutoyo SURFTEST SJ-210 (AL-TAMEEMI et al., 2021). A configuração do equipamento é apresentada na Tabela 11. Pode-se destacar como parâmetro importante a seleção de oito *cut-off's* de 0,8mm de comprimento, resultando no máximo comprimento de avaliação (6,4mm) e no máximo deslocamento do apalpador (7,2mm) que permitem a medição no comprimento da parede dos furos (11mm). A verificação de confiabilidade do equipamento foi realizada em um laboratório de metrologia, conforme apresentado no APÊNDICE A.

Tabela 11: Configuração do rugosímetro SURFTEST SJ-210

Parâmetro	Especificação
Tipo de detector	Normal/Retrátil
Método de detecção	Diferencial pelo método da indutância
Material da ponta de medição	Diamante
Raio da ponta de medição (μm)	5
Norma padrão de medição	ISO 1997
Calibração	Manual, superfície padrão 2,97 μm
Filtro	GAUSS
Faixa de medição (μm)	-200 a 160
Velocidade de medição (mm/s)	0,5
Comprimento do <i>cut-off</i> (mm)	0,8
Quantidade de <i>cut-off's</i>	8
Comprimento total de avaliação (mm)	6,4
Deslocamento total do apalpador (mm)	7,2
Parâmetros de rugosidade avaliados	R_a , R_q , R_{sk} , R_{ku}

Fonte: Manual do usuário, SURFTEST SJ-210.

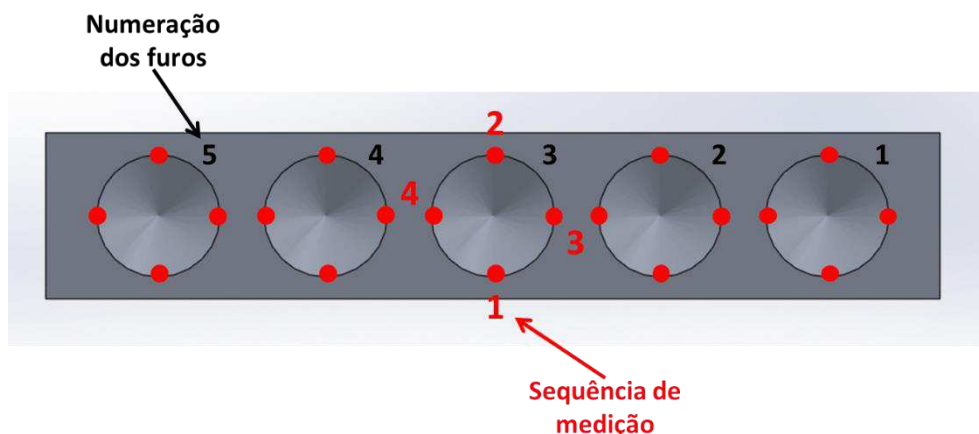
Oliveira (2004) avaliou a influência dos filtros ISO 2CR e Gaussiano (GAUSS) durante a medição de rugosidade (R_a , R_{ku} , entre outros) sobre um eixo escalado aplicado em um sistema de transmissão mecânica automotiva. Resultados mostraram distinção dos valores de rugosidade em função do filtro utilizado: (1) o gaussiano proporcionou menor incerteza de medição, salvo os casos de parâmetros associados

a vales; (2) parâmetros relacionados aos vales foram maiores quando utilizado o filtro gaussiano; e (3) as características dos vales foram melhor representadas com o filtro gaussiano, enquanto os picos foram mais identificados com o filtro ISO 2CR. Baseado no estudo do autor, a escolha do filtro Gaussiano (ver Tabela 11) foi tida como a opção ideal para a proposta do presente estudo, uma vez que resultados com menores incertezas podem contribuir positivamente para as respostas estatísticas de comparações.

Em cada furo, quatro medições defasadas em 90° (YILDIZ e SUR, 2021; ALTAMEEMI et al., 2021; AAMIR et al., 2021) foram realizadas na superfície principal (parede ou lateral do furo) conforme os pontos vermelhos indicados na Figura 33.

Cada furo foi enumerado para manter uma ordem de medição e facilitar a organização dos dados. Da mesma forma, foi estabelecida uma sequência de medição em cada furo, representada pelos pontos 1, 2, 3 e 4. Em seguida, considerou-se um valor médio aritmético dos parâmetros mensurados para todos os furos do corpo de prova (AAMIR et al., 2021). Assim, cada ensaio estabelecido no DOE recebeu um valor representativo de cada parâmetro de rugosidade referente a vinte medições.

Figura 33: Numeração dos furos e pontos para medição da rugosidade



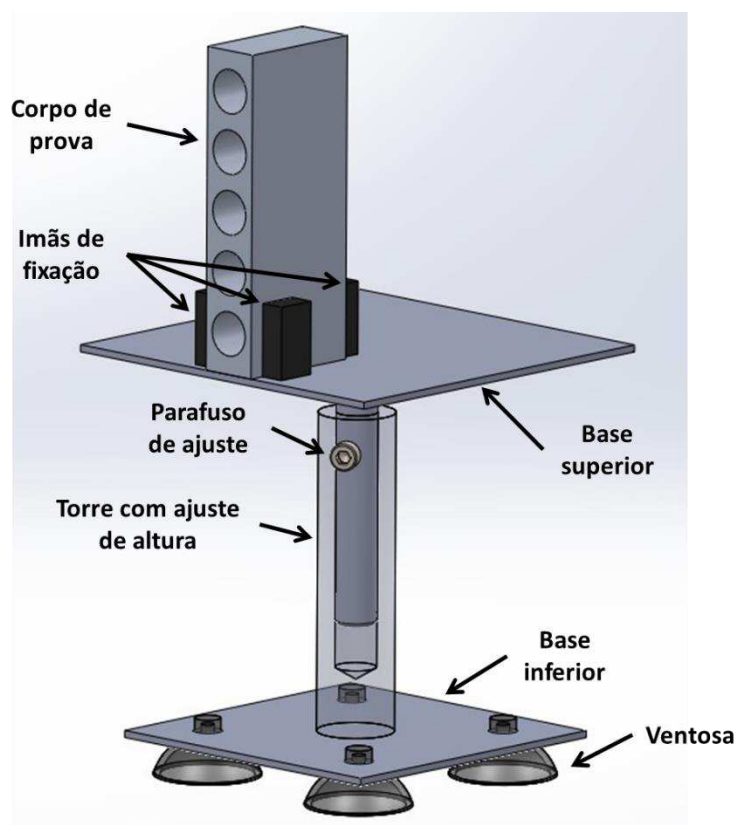
Fonte: Próprio autor.

Um suporte (Figura 34) para o corpo de prova foi projetado para amenizar possíveis erros de medição por interferências externas referentes ao alinhamento entre o rugosímetro e o corpo de prova assim como a troca dos corpos de provas. O corpo de prova foi posicionado sobre a base superior, alinhando-o paralelamente com o apalpador de medição. Imãs foram inseridos ao redor do corpo de prova para

garantir a rigidez e posicionamento durante a medição. Adicionou-se uma torre com ajuste para permitir o deslocamento vertical do corpo de prova e, assim, uma posição confortável para execução das medições.

Adotou-se como metodologia mensurar a rugosidade em relação à posição do corpo de prova: horizontal e vertical. Primeiramente na horizontal (Figura 35), o furo 1 foi alinhado ao apalpador para executar a medição no ponto 1. Em seguida, o corpo de prova foi removido, apenas pela remoção do ímã localizado na parte posterior. O próximo corpo de prova foi inserido na mesma posição ao corpo anterior devido aos ímãs laterais, permitindo mensurar o próximo furo 1 dos demais corpos de prova.

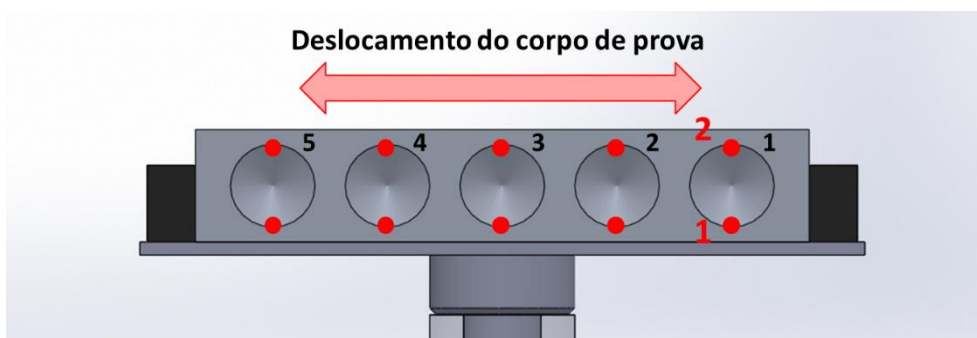
Figura 34: Dispositivo projetado para fixação dos corpos de prova



Fonte: Próprio autor.

A medição horizontal foi realizada retornando ao primeiro corpo de prova mensurado, porém posicionando-o (deslocamento do corpo de prova) em relação ao furo 2. A nova posição foi fixada novamente pelos ímãs, permitindo a medição de todos os corpos de prova na devida posição. Em seguida, o primeiro corpo de prova foi posicionado novamente sobre a base superior, porém com a face oposta, para mensurar a rugosidade do furo 1 no ponto 2, repetindo todo o procedimento descrito.

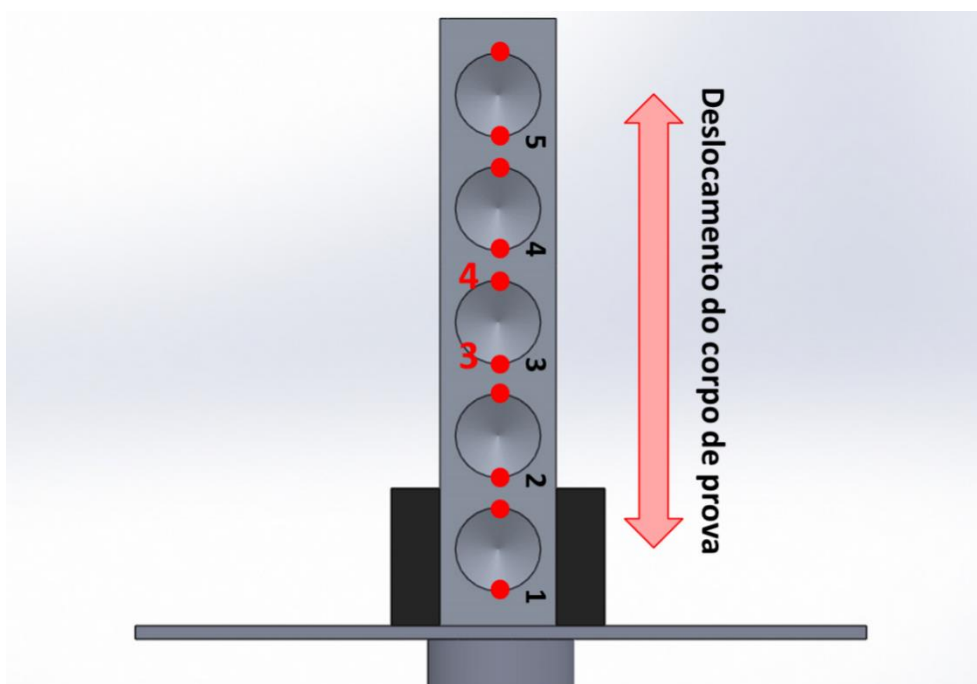
Figura 35: Modo horizontal de medição da rugosidade



Fonte: Próprio autor.

A medição vertical (Figura 36) seguiu o mesmo procedimento apresentado para a medição horizontal, no entanto, o deslocamento dos corpos de prova foi realizado pelo ajuste da torre do suporte. Os furos foram mensurados de acordo com a numeração (1 a 5), primeiramente no ponto 3. Em seguida, o ponto 4 foi mensurado invertendo a posição dos corpos de prova.

Figura 36: Modo vertical de medição da rugosidade



Fonte: Próprio autor.

4.4.4 Análise estatística dos resultados

A análise dos parâmetros de rugosidade foi iniciada por meio dos resultados de média aritmética ($\bar{I}$), desvio padrão (σ) e coeficiente de variação (CV). Em seguida, a estimativa de efeitos dos fatores foi apresentada nos gráficos de Pareto. Os níveis de

significância e as contribuições percentuais de cada variável independente foram apresentadas na tabela ANOVA. Por meio da análise de regressão, formularam-se equações preditivas dos parâmetros de rugosidade dentro do limite (níveis dos fatores) experimental. A análise dos resultados foi concluída com a utilização da RSM, observando graficamente o comportamento dos parâmetros de rugosidade em função do avanço, da velocidade de corte e da condição da ferramenta.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste tópico, os resultados e a discussão dos mesmos foram divididos em dois tópicos principais. O primeiro é referente às caracterizações realizadas sobre todos os materiais utilizados no trabalho, sendo dividido nos seguintes subtópicos: Liga Al-Mg-Si 6351 T6, Aço-rápido AISI M35 e Revestimento DLC. No segundo tópico são abordados os resultados obtidos nos ensaios de usinagem elaborados no DOE, também divididos em subtópicos: Análise estatística descritiva, Análise estatística inferencial e Acompanhamento da formação dos mecanismos de desgaste nas ferramentas de corte.

5.1 Caracterização dos materiais

5.1.1 Liga Al-Mg-Si 6351 T6

5.1.1.1 Composição química

A composição química da liga Al-Mg-Si 6351 T6 é apresentada na Tabela 12. Os elementos químicos foram dispostos em ordem conforme descrita na norma ABNT NBR ISO 209:2010.

Tabela 12: Composição química representativa da liga Al-Mg-Si 6351 T6

Elemento	Média aritmética (% em peso)	Desvio padrão (% em peso)
Alumínio (Al)	97,63	0,05
Silício (Si)	1,027	0,005
Ferro (Fe)	0,11	0,01
Cobre (Cu)	0,012	0,001
Manganês (Mn)	0,539	0,002
Magnésio (Mg)	0,63	0,01
Cromo (Cr)	0,0023	0,0003
Zinco (Zn)	0,0067	0,0003
Titânio (Ti)	0,018	0,001
Outros, máx.	0,023	0,001
Total	100,00	0,04

Fonte: Próprio autor.

Conforme a Tabela 12, a liga analisada se constituiu principalmente por alumínio, representando $97,63 \pm 0,05\%$ da composição. O silício, o magnésio e o manganês apresentaram os maiores valores subsequentes, respectivamente iguais a $1,027 \pm 0,005\%$, $0,63 \pm 0,01\%$ e $0,539 \pm 0,002\%$. Esses resultados foram coerentes para confirmá-los como os principais elementos de liga conforme a norma ABNT NBR ISO 209:2010. A norma também descreve que os demais elementos são especificados apenas por limites máximos admissíveis e, nesse quesito, se enquadram: ferro ($0,11 \pm 0,01\%$), cromo ($0,0023 \pm 0,0003\%$), zinco ($0,0067 \pm 0,0003\%$), titânio ($0,018 \pm 0,001\%$), cobre ($0,012 \pm 0,001\%$) e outros ($0,023 \pm 0,001\%$). O somatório das composições elementares foi igual a $100,00 \pm 0,04\%$. Em geral, os resultados foram satisfatórios para validar o material analisado como a liga Al-Mg-Si 6351 T6.

Para confirmar a validação da análise química (Tabela 12), uma comparação foi realizada com a seleção de referências apresentadas na Tabela 6. Os resultados dessa comparação são observados na Figura 37, e neles foram considerados somente os elementos de liga. Para discutir os resultados obtidos, foi utilizado o cálculo da diferença percentual (DF%), tendo sempre o maior valor como referência.

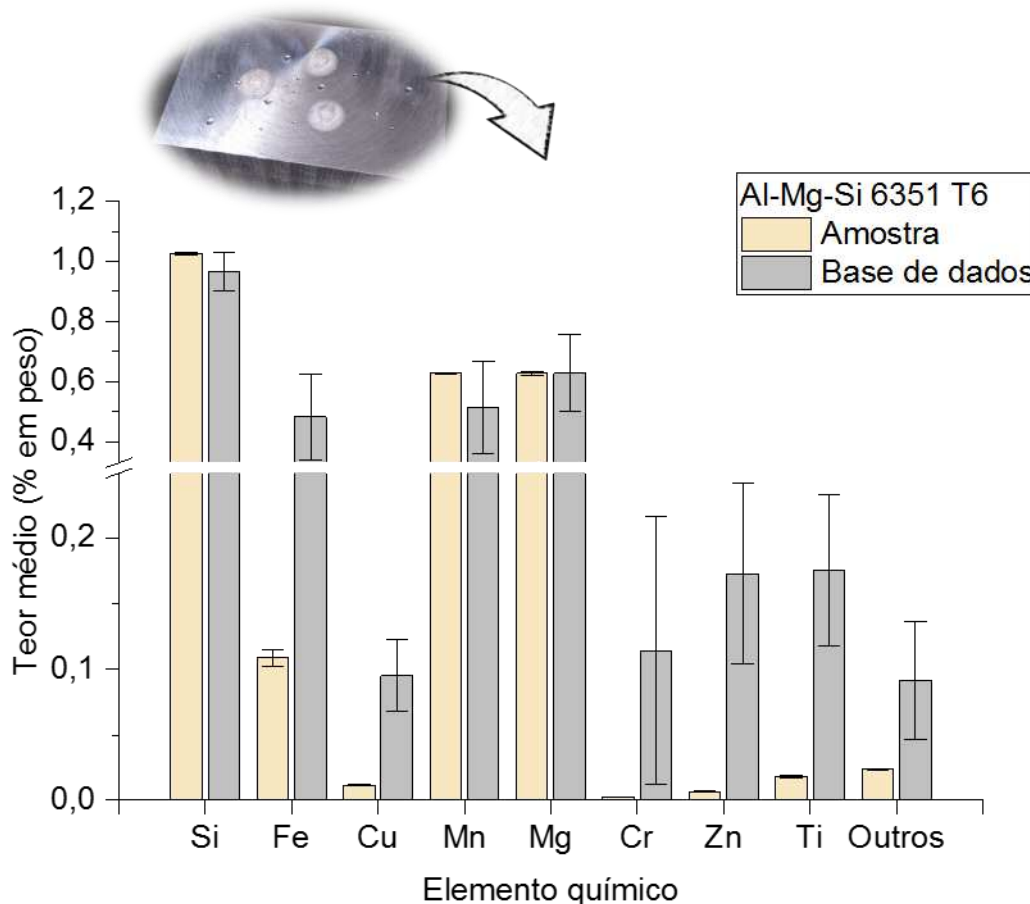
Na Figura 37, o valor amostral do silício encontra-se acima do valor obtido na base de dados ($1,0 \pm 0,1\%$), resultando em uma DF% de 5,8%. Ambos os valores se enquadram na faixa admissível estabelecida na norma ABNT NBR ISO 209:2010 (0,70% a 1,30%).

A concentração de silício em aproximadamente 1% (ZUPANIČ et al., 2021) é importante para promover a precipitação do siliceto de magnésio (Mg_2Si): uma fase secundária densa, fina e dispersa que causa o endurecimento do material devido à maior restrição imposta ao movimento de discordâncias (MAIA, 2012; SEGUNDO et al., 2015) a altas temperaturas (GHANDVAR et al. 2021). O silício também pode reduzir a ductilidade e causar fragilidade intergranular, a qual é atribuída em parte à tendência de segregar-se nos contornos de grão. As ligas 6082 e 6351 são exemplos desses inconvenientes (GONÇALVES E OLIVEIRA, 2015).

O magnésio apresentou valores similares na comparação amostral com a base de dados (Figura 37). A DF% foi igual a 0,2%, tendo como referência o valor obtido na base de dados: $0,6 \pm 0,1\%$. Ambos os valores (amostra, artigos científicos e fornecedores) foram aceitáveis na norma ABNT NBR ISO 209:2010 (Si - 0,40% a 0,80%).

O magnésio puro apresenta baixa massa específica e expressiva capacidade de amortecimento e de usinabilidade. Por outro lado, a porosidade é um fator limitante para sua utilização em aplicações estruturais. Mas quando combinado com o silício, pode formar o Mg_2Si (OLIVEIRA e ROCHA, 2014; CHEN e DONG, 2018).

Figura 37: Gráfico comparativo da composição química da liga Al-Mg-Si 6351 T6 obtida na amostra e na base de dados



Fonte: Próprio autor.

Na base de dados apresentada na Figura 37, foi obtido o valor médio de $0,5 \pm 0,2\%$ para o manganês. Em comparação, o resultado amostral foi acima dessa média, com uma DF% de 4,8%. Com exceção ao estudo de Galvis et al. (2017) e o fornecedor AtecMetais (ver Tabela 6), os demais valores da base de dados (artigos científicos e fornecedores) e da amostra foram admissíveis na norma ABNT NBR ISO 209:2010 (Mn - 0,40% a 0,80%).

De acordo com Ghandvar et al. (2021), a adição de manganês proporciona alteração microestrutural na liga por meio da restrição de coalescimento dos precipitados de Mg_2Si . Wang, Y. et al. (2021a) complementam: o manganês pode inibir

a recristalização das ligas, proporcionando melhor resposta ao tratamento térmico. Variando a adição de manganês entre 0,5% e 5% (em peso) em uma liga Al-Mg-Si fundida, Ghorbani et al. (2012) observaram o decréscimo das áreas de concentração de tensão e dos locais de nucleação de trincas devido às alterações morfológicas do Mg_2Si em interface com a matriz de alumínio.

Na base de dados apresentada na Figura 37, o ferro, cromo, zinco, titânio, cobre e outros elementos apresentaram valores iguais a $0,5\pm0,1\%$, $0,1\pm0,1\%$, $0,2\pm0,1\%$, $0,2\pm0,1\%$, $0,10\pm0,03\%$ e $0,09\pm0,04\%$, respectivamente. Em comparação aos valores amostrais, as diferenças percentuais foram, respectivamente, iguais a 77,5%, 98,0%, 96,2%, 89,5%, 87,94% e 74,47%. Esses resultados de DF% foram maiores quando comparados aos obtidos no silício, magnésio e no manganês. De acordo com Zhang, X. et al., (2021), esses elementos minoritários também podem surgir como impurezas do processo de reciclagem do alumínio. Conforme exposto na norma ABNT NBR ISO 209:2010, esses elementos são especificados quanto aos limites máximos toleráveis.

Wang, Y. et al. (2021a) e Oliveira e Rocha (2014) citaram o ferro como a impureza primária presente nas ligas Al-Mg-Si. Segundo os autores, outros estudos mostraram que a formação da fase π -Fe inibi a atuação de átomos de magnésio e acelera a nucleação de trincas. A fase lamelar β - Al_5FeSi também pode ser formada, a qual reduz de forma significativa o alongamento e a resistência à fadiga.

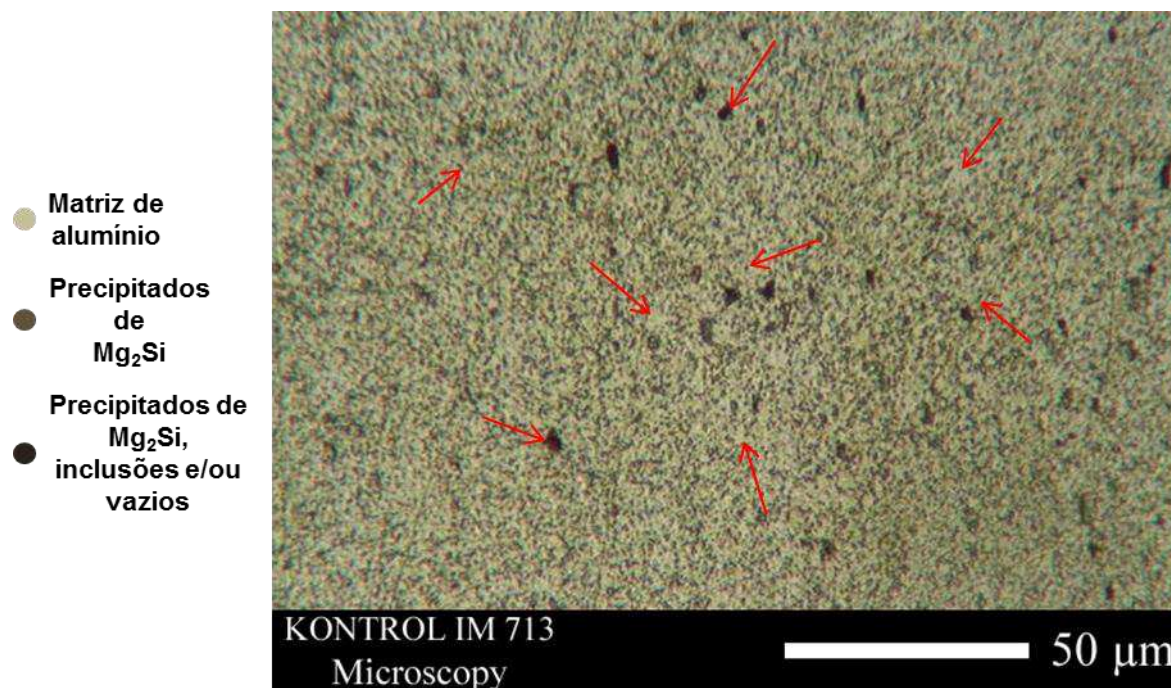
Pequenas quantidades de cobre podem ser adicionadas propositalmente para melhorar a cinética de endurecimento por precipitação (ZHANG, X. et al. 2021). O cobre é utilizado comercialmente nas ligas da série 6XXX para melhorar a resposta ao tratamento térmico e aumentar a densidade de precipitados Mg_2Si refinados que possuem melhor estabilidade térmica (CABIBBO et al., 2018; SUNDE et al. 2020; WANG, Y. et al., 2021a). Por outro lado, quando adicionado em quantidades acima de 0,1%, causa a redução de resistência à corrosão intergranular e por *pitting* (SUNDE et al. 2020), em especial, nas ligas envelhecidas no tratamento T6 (WANG et al., 2014).

O zinco é também um elemento de liga que pode melhorar o resultado microestrutural durante o envelhecimento artificial. Similar ao cobre, deve ser adicionado em pequenas quantidades, pois, caso contrário, pode reduzir a resistência à corrosão e à soldabilidade da liga (WANG, Y. et al., 2021a).

5.1.1.2 Análise microestrutural

A micrografia da liga Al-Mg-Si 6351 T6, obtida por microscopia óptica, é apresentada na Figura 38. A microestrutura é composta por: (1) uma matriz, em tonalidade mais clara, constituída, principalmente, por alumínio; (2) a dispersão de precipitados finos de siliceto de magnésio com prováveis morfologias aciculares de agulhas ($\text{Mg}_2\text{Si } \beta''$) e/ou bastonetes ($\text{Mg}_2\text{Si } \beta'$), respectivamente coerentes e semicoerentes com a matriz (POGATSCHER et al., 2013; WANG et al., 2014; CABIBBO et al., 2018) e; (3) uma dispersão de menor homogeneidade, identificada na totalidade mais escura, que pode indicar a presença de vazios, inclusões, ou até mesmo precipitados grosseiros de Mg_2Si (WANG et al., 2017; SREEHARAN e KANNAN, 2019). Características similares foram apresentadas na Figura 3(b), referente ao estudo de Sreeharan e Kannan (2019).

Figura 38: Imagem da microestrutura da liga Al-Mg-Si 6351 T6 registrada durante análise de microscopia óptica



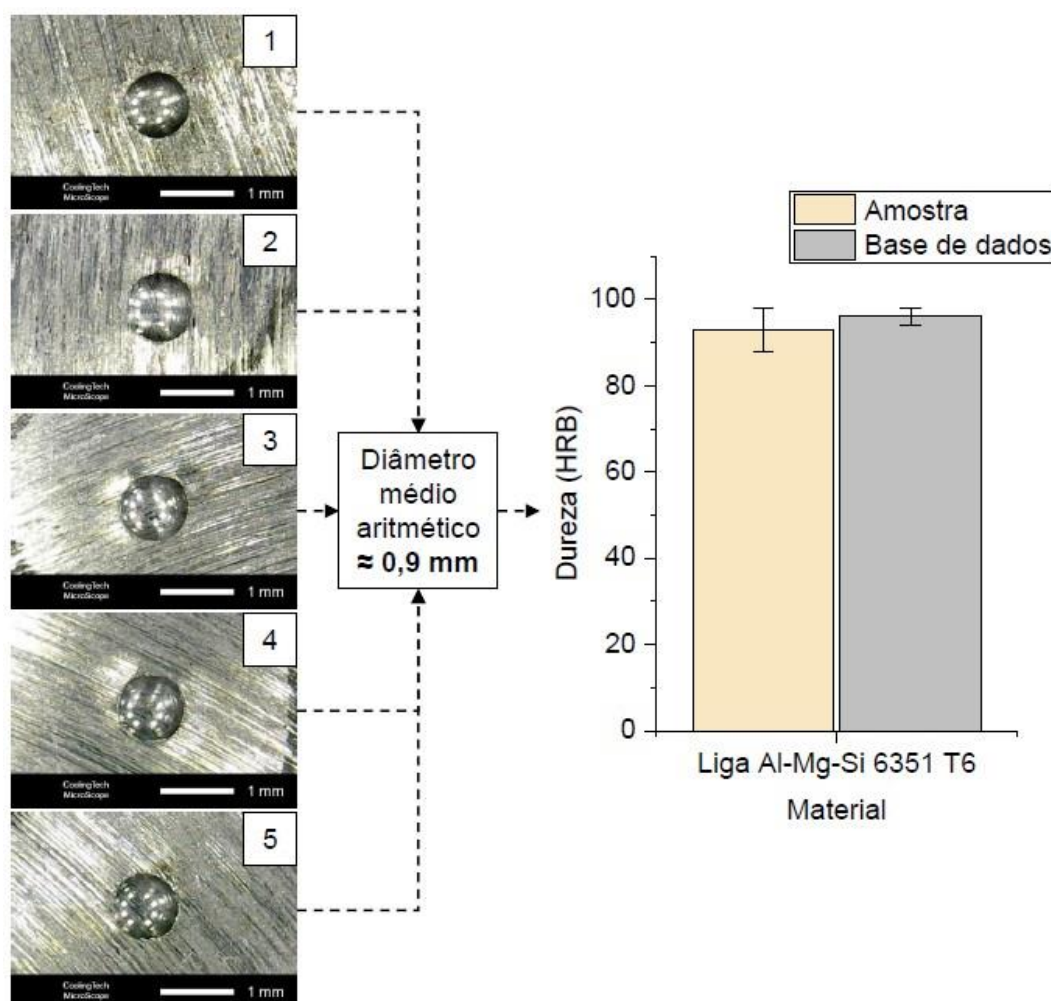
Fonte: Próprio autor.

5.1.1.3 Ensaio de dureza

Na Figura 39 são apresentados os resultados de caracterização da dureza da liga Al-Mg-Si 6351 T6. Após realizar cinco indentações sobre a amostra do material,

foi obtido um diâmetro médio aritmético aproximado a 0,9mm. Seguindo as etapas de cálculos estabelecidas pela norma ABNT NBR ISO 6506-1:2019, a dureza do material foi igual a 93 ± 5 HRB. O valor representativo da base dados (ver Tabela 6) resultou em 96 ± 2 HRB, correspondendo a uma DF% de 3% em comparação ao valor amostral. A similaridade dos valores obtidos foi satisfatória para confirmar a amostra analisada como uma liga Al-Mg-Si 6351 T6.

Figura 39: Resultado do ensaio de dureza obtido para a liga Al-Mg-Si 6351 T6 em comparação ao observado na base de dados



Fonte: Próprio autor.

5.1.2 Aço-rápido AISI M35

5.1.2.1 Composição química

Na Tabela 13 é apresentada a composição química do aço-rápido AISI M35. Os elementos presentes entre a segunda e a décima primeira linha foram dispostos

em ordem conforme listada na norma ABNT NM 116:1-2005. Os demais elementos foram dispostos em ordem decrescente quanto ao valor percentual.

Tabela 13: Resultado representativo da composição química do aço-rápido AISI M35

Elemento	Média aritmética (% em peso)	Desvio padrão (% em peso)
Ferro (Fe)	76,57	0,05
Carbono (C)	0,87	0,01
Manganês (Mn)	0,400	0,002
Fósforo (P)	0,033	0,002
Enxofre (S)	0,003	0,001
Silício (Si)	0,369	0,002
Cromo (Cr)	4,14	0,03
Vanádio (V)	1,59	0,01
Tungstênio (W)	6,78	0,04
Molibdênio (Mo)	4,82	0,04
Cobalto (Co)	3,94	0,04
Níquel (Ni)	0,328	0,002
Cobre (Cu)	0,133	0,002
Nióbio (Nb)	0,036	0,001
Alumínio (Al)	0,018	0,001
Titânio (Ti)	0,004	0,001
Estanho (Sn)	0,0049	0,0001
Total	100,03	0,01

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 13, o ferro é o elemento predominante na composição química, $76,57 \pm 0,05\%$. O teor de carbono igual a $0,87 \pm 0,01\%$, caracteriza o material como um aço hipereutetóide ($\%C > 0,8$) de acordo com o conhecimento comum sobre o diagrama Ferro-Carbono ou Ferro-Cementita (Fe-Fe₃C). Em principal, esse resultado se adequa à faixa estabelecida pela norma ABNT NBR 116-1:2005 (C - 0,80% a 0,92%).

Também estão em acordo com a norma os elementos: manganês ($0,400 \pm 0,002\%$), fósforo ($0,033 \pm 0,002\%$), enxofre ($0,003 \pm 0,001\%$) e silício ($0,369 \pm 0,002\%$). Entre a sétima e a décima primeira linha da Tabela 13 destacam-se os principais elementos de liga do AISI M35 (TEIXEIRA, 1995; SEIKH, 2013; MARTINS, 2016; DI SCHINO e CORRADI, 2018; AJAMI et al., 2020), que são: cromo

(4,14±0,03%), vanádio (1,59±0,01%), tungstênio (6,78±0,04%), molibdênio (4,82±0,04%) e cobalto (3,94±0,04%).

Em seguida, foram identificados outros elementos (Tabela 13) que não são citados na norma classificatória dos aços-rápidos: níquel (0,328±0,002%), cobre (0,133±0,002%), nióbio (0,036±0,001%), alumínio (0,018±0,001%), titânio (0,004±0,001%) e o estanho (0,0049±0,0001%). O somatório percentual dos elementos químicos resultou em um valor real de 100,03±0,01%, o que pode estar associado a pequenas incertezas de cálculos do próprio equipamento de medição, mas não invalida a análise realizada.

A comparação entre as composições químicas amostral (Tabela 13) e da base de dados (ver Tabela 7) é apresentado na Figura 40. Os resultados foram divididos em três categorias: (1) DF% < 10%, (2) 10% < DF% < 30% e (3) DF% > 30. O ferro foi desconsiderado na análise por se tratar de um elemento base dos aços em geral. É válido considerar que os resultados das análises químicas podem variar de acordo com a técnica e o equipamento utilizado, bem como as suas condições de uso. Sendo assim, a amostra foi validada como o aço-rápido AISI M35.

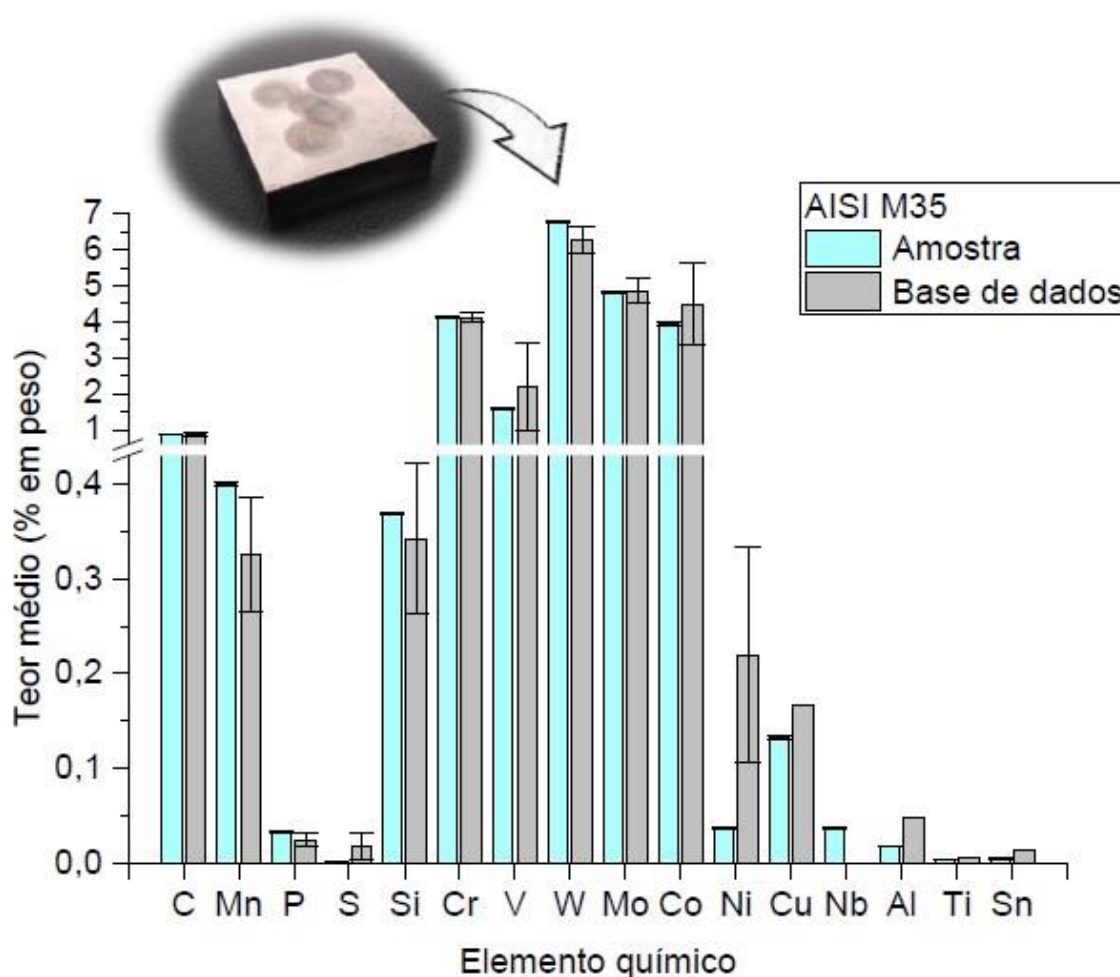
Conforme a Figura 40, a categoria de DF% < 10% comportou a maioria dos principais elementos de liga, e os valores obtidos na base de dados foram similares aos observados na amostra: carbono (0,89±0,04% e DF% = 1,96%), cromo (4,1±0,1% e DF% = 0,5%), tungstênio (6,3±0,4% e DF% = 7,3%) e molibdênio (4,9±0,3% e DF% = 0,9%). Por se tratar de um aço ao molibdênio (classe M), uma diferença próxima a 1% foi satisfatória. O silício também se enquadrrou nessa categoria, com um valor de 0,3±0,1% na base de dados e uma DF% de 7,4%.

O teor de carbono obtido na base de dados confirma que o aço-rápido AISI M35 é classificado como um aço de alto carbono (0,5% < C ≤ 2,11%) (VERMA e SINGH, 2013; DAUDA et al., 2015; KADHIM, 2016) e predominantemente hipereutetóide. O carbono é o elemento-chave para a formação da fase/constituente martensítico e também dos carbonetos, que são característicos desses aços (EGELS et al., 2020).

Tungstênio e molibdênio são elementos de liga fundamentais para o endurecimento secundário do aço por meio da formação de carbonetos M₆C e M₂C (KŘÍŽ e PRŮCHA, 2019). Segundo Mohrbacher (2018), a presença do molibdênio também melhora a temperabilidade, pois reduz a difusão do carbono na austenita e, conseqüentemente, retarda as transformações perlítica e ferrítica.

De acordo com Lee et al. (2001), em teores abaixo de 9% o cromo não constitui a composição química de carbonetos, e, nesse caso, permanece dissolvido na matriz. Dessa forma, o cromo retarda a transformação da austenita em perlita (PANT et al., 2020), contribui para a formação de carbonetos ricos em molibdênio, substitui átomos de ferro na cementita e controla o coalescimento de carbonetos (AJAMI et al., 2020).

Figura 40: Gráfico comparativo da composição química do aço-rápido AISI M35 obtida na amostra e na base de dados



Fonte: Próprio autor.

O silício não pertence ao grupo dos principais elementos de liga, mas a sua presença é importante para o aumento da temperabilidade do aço (BHARGAVA e BANERJEE, 2017) em compensação ao elevado teor de carbono que tende a abaixar a temperatura M_{final} de formação martensítica (ver Figura 10) e favorecer a formação do constituinte perlítico (deslocamento à esquerda do cotovelo da curva de transformação no diagrama TTT). 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.

A segunda categoria ($10\% < \text{DF}\% < 30\%$) presente na Figura 40 é composta pelo manganês ($0,3 \pm 0,1\%$ e $\text{DF}\% = 18,6\%$), fósforo ($0,02 \pm 0,01\%$ e $\text{DF}\% = 25,98\%$), vanádio ($2 \pm 1\%$ e $\text{DF}\% = 28\%$), cobalto ($4 \pm 1\%$ e $\text{DF}\% = 12\%$) e cobre ($0,17 \pm 0,01\%$ e $\text{DF}\% = 19,68\%$). A análise comparativa dos teores de vanádio e de cobalto são semelhantes: em ambos os casos a média aritmética obtida na amostra encontra-se dentro da faixa de valores delimitados pelo desvio padrão da base de dados. Isso demonstra a concordância entre os resultados mensurados e referenciais.

De acordo com Bhargava e Banerjee (2017), o manganês tem importante contribuição para a temperabilidade dos aços. Mahlami e Pan (2014) e Lee e Han (2015) explicaram que o volume de austenita retida estável à temperatura ambiente era proporcional à concentração de manganês presente na composição química do aço. No entanto, Mohrbacher (2018) afirmou que o manganês deve ser adicionado em baixos teores na composição química de aços temperados, pois, caso contrário, pode aumentar a fragilização por hidrogênio.

O fósforo é um elemento prejudicial (impureza) que tende a segregar nos contornos de grão, causando instabilidade de coesão interfacial. Isso contribui para a ocorrência de fratura frágil intergranular (WANG, J. et al., 2021). Wang, J. et al. (2021) explicaram que a segregação do fósforo pode ser reduzida significativamente pela presença de carbonetos, como exemplo, do tipo M_2C , M_{23}C_6 e M_6C . Xue et al. (2021) relataram que diferentes classes de aços apresentam distintos limites percentuais de fósforo na composição química do produto final, sendo exigido geralmente valores abaixo de 0,045%.

Adrian (1999) observou que o efeito do vanádio sobre a temperabilidade ocorre devido a sua segregação nos contornos de grãos austeníticos e pela fixação/restricção desses grãos por partículas não dissolvidas. De acordo com Masoumi et al. (2019), o vanádio contribui para o refinamento de grão austenítico e pertence à composição química dos carbonetos tipo MC (carbonetos de vanádio).

De acordo com Pellizzari (2008), o cobalto contribui na dureza à quente dos aços-rápidos. Ele permanece em solução sólida na matriz, promovendo o aumento da temperatura da linha *solidus* (ver Figura 10). Isso permite a utilização de maiores temperaturas para o endurecimento secundário (solução de carbonetos) e proporciona maior concentração de austenita retida após a têmpera (PELLIZZARI,

2008). Segundo Lee et al. (2001), a presença de cobalto retarda o mecanismo de poligonização das discordâncias. Logo, o estado de energia favorece a nucleação dos carbonetos M_2C (ricos em molibdênio).

Na base de dados apresentada na Tabela 7, o cobre foi identificado somente na composição química do aço-rápido AISI M35 apresentada por Martins (2016), cuja a procedência do material foi a mesma do presente trabalho. Baseado no estudo de Wang, Y. et al. (2021b), uma possível justificativa para a presença do cobre seria a sua contribuição para inibir a corrosão. De acordo com os autores, a presença do cobre, assim como do cromo, pode gerar um filme óxido passivo sobre a superfície, que reduz significativamente a taxa de corrosão. Conforme Machado et al. (2011), a ação destrutiva da corrosão ocorre devido à diferença de volumes de óxidos formados, criando saliências nas superfícies (de saída e de folgas primária e secundária) que levam ao surgimento de lascamentos e à quebra da quina das mesmas. De acordo com Mohrbacher (2018), o cobre é também responsável pelo aumento da temperabilidade do aço.

A última categoria ($DF\% > 30$) observada na Figura 40 é composta pelo enxofre ($0,02 \pm 0,01\%$ e $DF\% = 86,41\%$), níquel ($0,2 \pm 0,1\%$ e $DF\% = 83,5\%$), alumínio ($0,05 \pm 0,01\%$ e $DF\% = 63,33\%$), estanho ($0,02 \pm 0,01\%$ e $DF\% = 67,56\%$) e titânio ($0,01 \pm 0,02\%$ e $DF\% = 42,38\%$).

De acordo com Polishko (2021), o enxofre é um elemento indesejável na composição do aço, assim como o fósforo. Um excesso de enxofre pode reduzir a qualidade do produto final, afetando negativamente a dispersão microestrutural por meio de inclusões não metálicas de diferentes morfologias. Por esse motivo, o teor desse elemento é também controlado, por exemplo, conforme a norma ABNT NBR 116-1:2005: de 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.

Níquel, alumínio, estanho e titânio foram observados na composição do aço AISI M35 apenas no estudo de Martins (2016). Embora não sejam elementos de liga majoritários, por meio de outros estudos realizados é possível supor que a presença desse elementos promove a estabilização e o controle de crescimento da fase austenítica, melhorando, por consequência, a temperabilidade do aço (DE MOOR et al., 2011; BHARGAVA e BANERJEE, 2017; DI SCHINO e CORRADI, 2018; ZHENG et al., 2019).

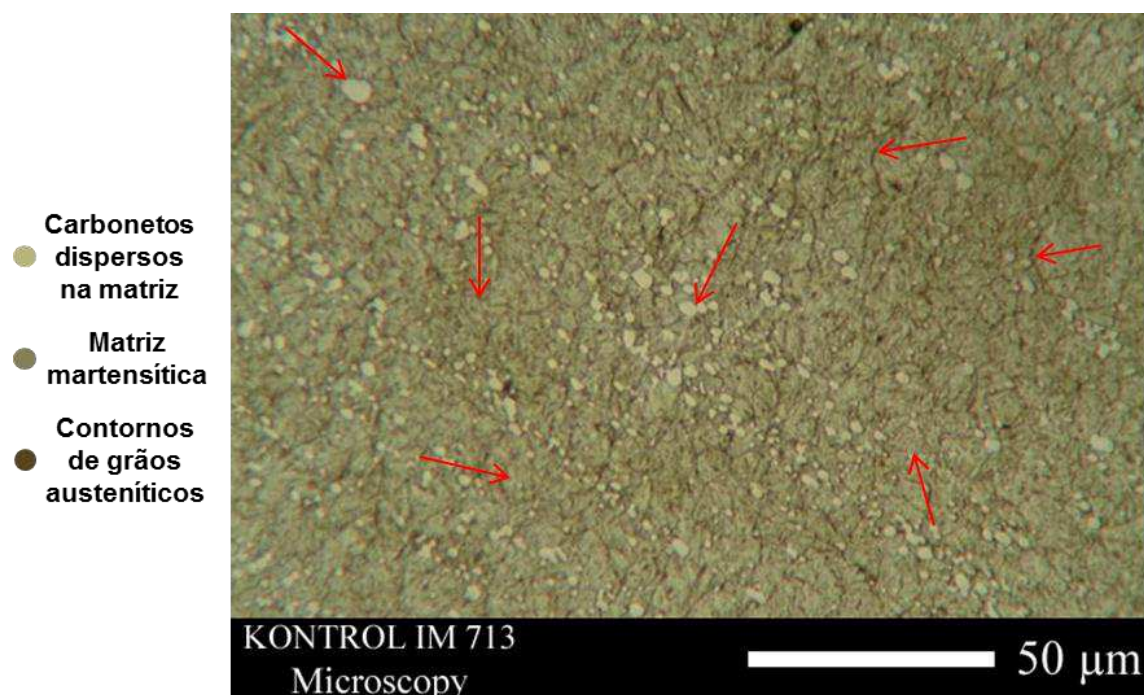
Na Figura 40, o nióbio não foi encontrado nas referências que formaram a base de dados, permanecendo isolado na análise comparativa. Nam e Kim (2010) consideraram o nióbio como um elemento beneficiador de resistência à corrosão dos aços. Como elemento de microliga, Khalifa et al. (2021) citaram que o nióbio proporciona o refinamento de grãos e a formação de carbonetos e nitretos. Zhang, Q. et al. (2021) investigaram a influência do teor de nióbio (0% a 10% em peso) sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do aço-rápido CPM121. Resultados mostraram que adições adequadas (não mais que 5%) de nióbio promoveram o refinamento de carbonetos MC e o aumento da dureza e da tenacidade.

5.1.2.2 *Análise microestrutural*

Na Figura 41 é apresentada a imagem da microestrutura do aço AISI M35, semelhante às apresentadas por GOBBI et al. (2019), Maizza et al. (2020) e Soffritti et al. (2020). Observa-se uma matriz martensítica, cuja o método de análise não evidencia a morfologia típica da martensita (pacotes de paquetas), mas permite visualizar contornos de grãos que são referentes à fase anterior: a austenita. Nesse caso, os contornos de grãos podem indicar a presença de austenita retida, que se encontra estável na microestrutura devido à migração (redução) de átomos de carbono para a precipitação de carbonetos (SILVA et al., 2014). Os carbonetos, indicados em tonalidade mais clara, encontram-se dispersos na matriz em dimensões pequenas (carbonetos refinados) com morfologia predominantemente esferoidizada (COLPAERT e DA COSTA, 2008).

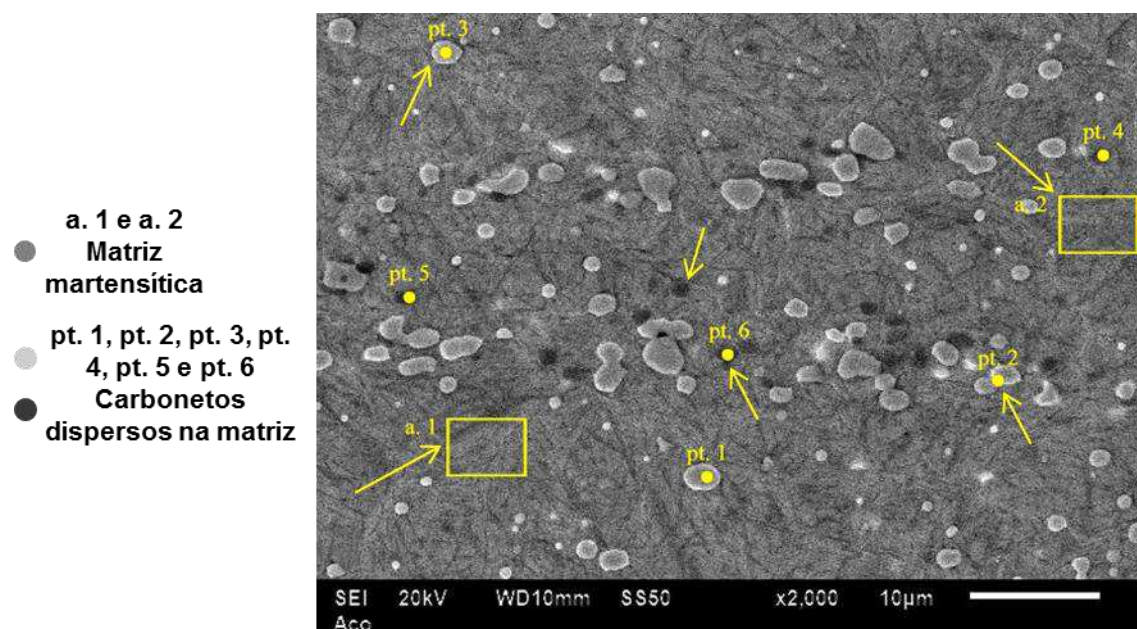
A imagem da microestrutura do aço AISI M35 obtida por MEV é apresentada na Figura 42, a qual possui semelhança com as características observadas na Figura 41: (1) a matriz martensítica (a.1 e a.2), em tonalidade mais escura, onde são observados alguns traços que podem estar relacionados às plaquetas e/ou à presença de contornos de grãos austeníticos e; (2) a dispersão de carbonetos em tonalidades mais claras (pt. 1, pt. 2 e pt. 3) e escuras (pt. 4, pt. 5 e pt. 6) com distintos tamanhos e formato esferoidizado. Características semelhantes foram encontradas por Martins et al. (2021a), Maizza et al. (2020) e Gobbi et al. (2019).

Figura 41: Imagem da microestrutura do aço-rápido AISI M35 registrada durante análise de microscopia óptica



Fonte: Próprio autor.

Figura 42: Imagem da microestrutura do aço-rápido AISI M35 registrada durante análise de MEV

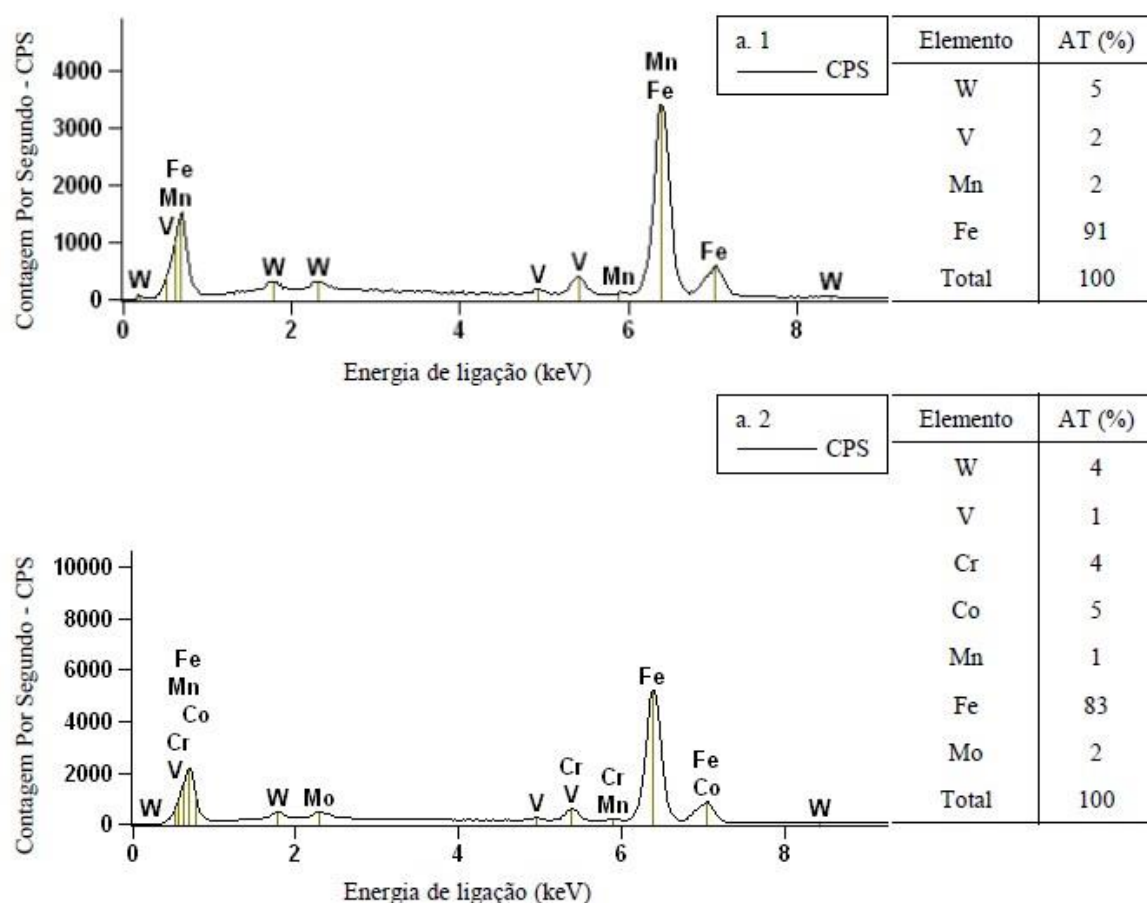


Fonte: Próprio autor.

Uma análise de diferenciação de sinais de elementos químicos foi realizada por EDS em diferentes regiões da imagem obtida em MEV. Conforme apresentado na

Figura 43, nas áreas a. 1 e a. 2 (ver Figura 42) foram identificadas maiores intensidades de ferro, respectivamente em 91% e 83% de percentual atômico, elemento fundamental e predominante da matriz martensítica (MAIZZA et al., 2020). Sinais de baixa intensidade de tungstênio, vanádio e molibdênio foram detectados, elementos estes que são formadores de carbonetos (HWANG et al., 1998). Manganês, cromo e cobalto também foram identificados em baixas intensidades, possivelmente permanecendo dissolvidos na matriz (MAIZZA et al., 2020; LEE et al., 2001; DE MOOR et al., 2011; PELLIZZARI, 2008).

Figura 43: Espectros de sinais de elementos químicos obtidos por EDS nas áreas a. 1 e a. 2 da microestrutura do aço AISI M35

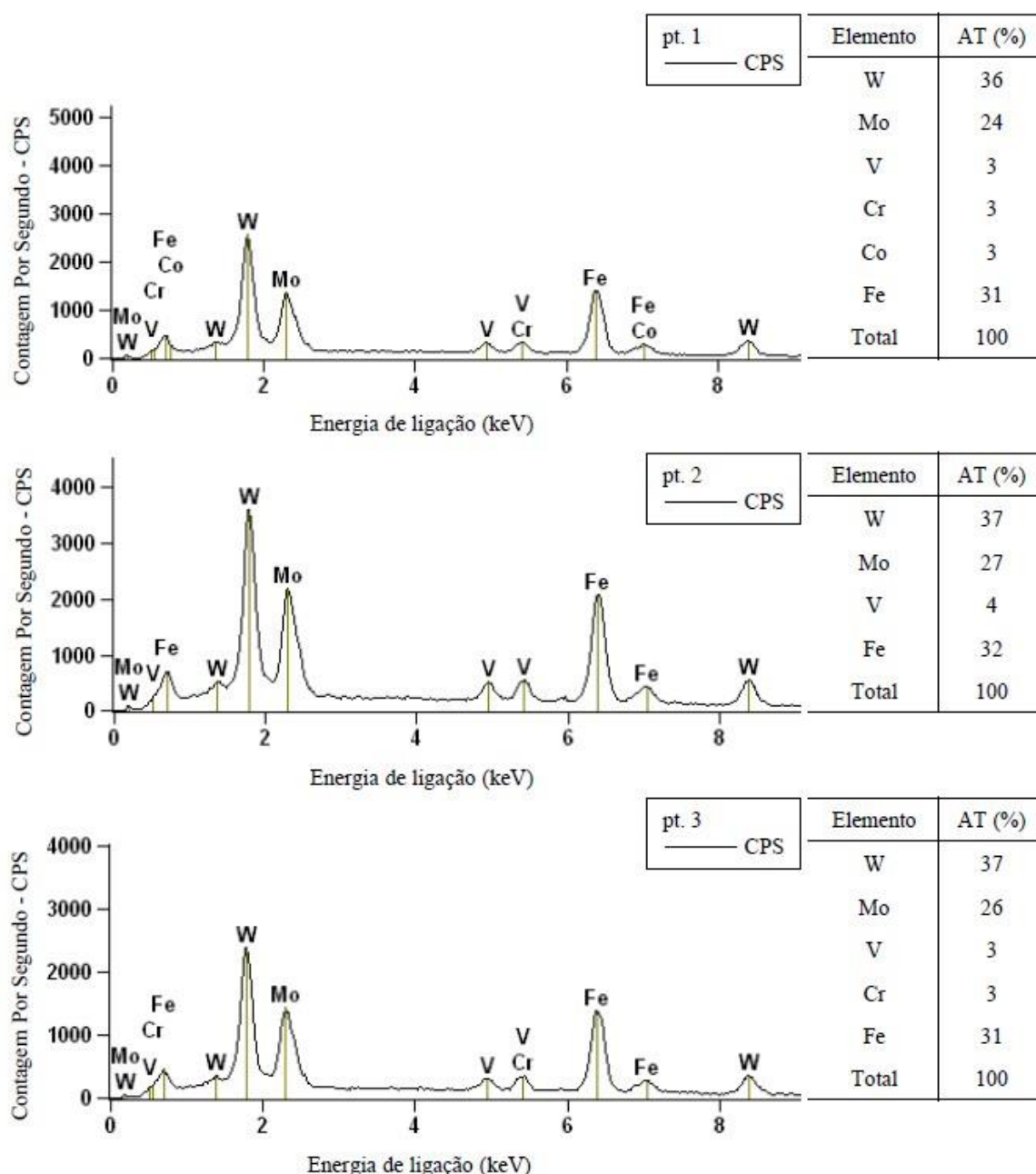


Fonte: Próprio autor.

Na Figura 44, os espectros correspondem aos pontos pt. 1, pt. 2 e pt. 3 indentificados na Figura 42. Os carbonetos em tonalidades mais claras são constituídos principalmente por ferro, tungstênio e molibdênio, o que pode comprovar a presença de carbonetos denominados por M_6C (MAIZZA et al., 2020; SOFFRITTI et al., 2020; SIVAPRAHASAM et al., 2019). Segundo Kříž e Průcha (2019), esse é o

carboneto mais comum encontrado na microestrutura do aço-rápido, podendo apresentar as configurações químicas A_4B_2C ou A_3B_3C . Os autores explicam que, nesse arranjo, a composição química é tipicamente de ferro (letra A), tungstênio e/ou molibdênio (letra B) e carbono (letra C).

Figura 44: Espectros de sinais de elementos químicos obtidos por EDS nos pontos pt. 1, pt. 2 e pt. 3 da microestrutura do aço AISI M35



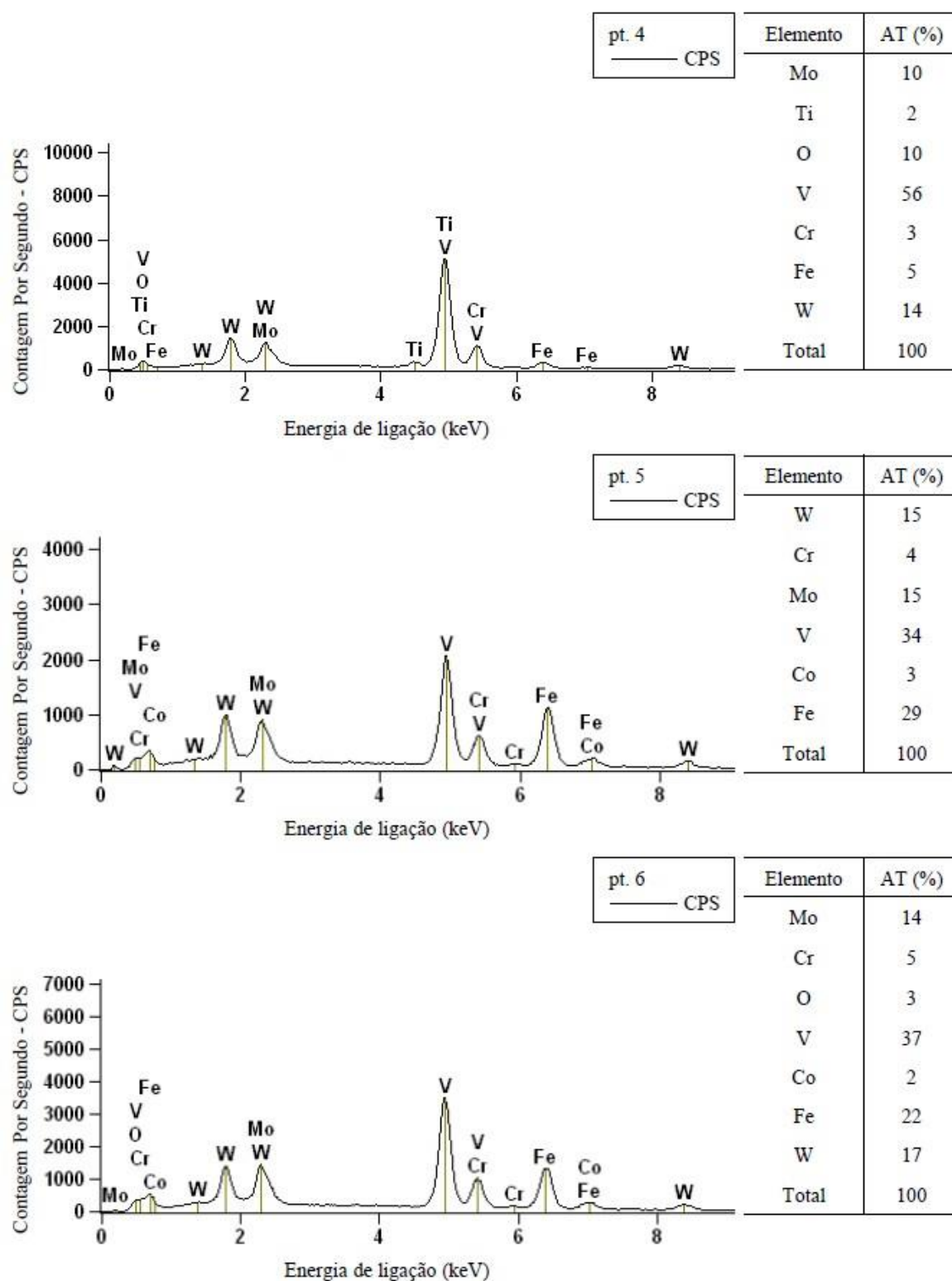
Fonte: Próprio autor.

Os pontos pt. 4, pt. 5 e pt. 6 presentes na Figura 42 apresentaram espectros de EDS caracterizados por maior intensidade de vanádio, seguido do ferro, tungstênio

e molibdênio (Figura 45). Esses resultados podem indicar que a fase observada em tonalidade mais escura se trata de carbonetos ricos em vanádio, do tipo MC (MASOUMI et al., 2019). Gsellmann et al. (2020), Maizza et al. (2020) e Soffritti et al. (2020) confirmaram a presença de carbonetos MC ricos em vanádio na microestrutura do aço AISI M35. Nesses carbonetos, Kříž e Průcha (2019) citaram que o vanádio é ligado quimicamente na configuração V_4C_3 . Os autores também afirmaram que esses carbonetos apresentam a principal influência sobre a resistência ao amolecimento durante o revenimento, pois os mesmos são estáveis até 1262°C, ou seja, próximo da linha *solidus* (ver Figura 10).

Os resultados apresentados na Figura 43, Figura 44 e na Figura 45 foram coerentes com a análise quantitativa realizada por espectrometria de emissão óptica (Tabela 13). Observou-se por EDS que o ferro está presente tanto na composição química da matriz quanto dos carbonetos. Além disso, foi possível confirmar por EDS que a fase secundária do aço AISI M35 é constituída principalmente por elementos de liga: tungstênio, molibdênio e vanádio. De acordo com o conhecimento técnico dos responsáveis pela operação do equipamento de MEV, o fato do carbono, elemento também fundamental do aço, não ter sido detectado na análise EDS pode ter acontecido por dois motivos: (1) o elemento que seria necessário ter uma concentração abaixo do limite de resolução do EDS, impedindo, assim, a sua detecção; e (2) o software não foi configurado para detectar automaticamente o elemento, fazendo com que o mesmo não aparecesse no espectro.

Figura 45: Espectros de sinais de elementos químicos obtidos por EDS nos pontos pt. 4, pt. 5 e pt. 6 da microestrutura do aço AISI M35

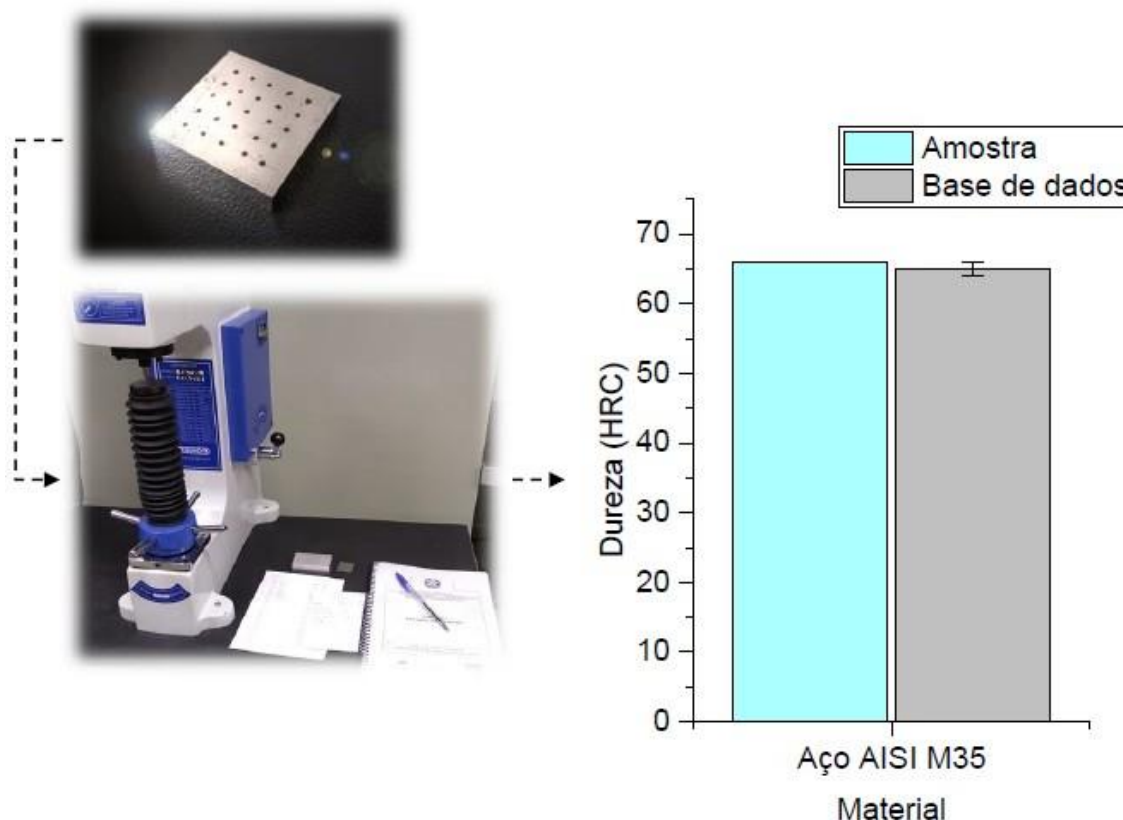


Fonte: Próprio autor.

5.1.2.3 Ensaio de dureza

O resultado de caracterização da dureza do aço-rápido AISI M35 é apresentado na Figura 46. Após realizar vinte e cinco indentações sobre a amostra do material, foi obtido um valor médio aritmético igual a $66,4 \pm 0,5$ HRC (SOFFRITTI et al., 2020; GSELLMANN et al., 2020). Comparado ao valor representativo da base de dados (ver Tabela 7) calculado em 65 ± 1 HRC, houve uma DF% de 2%. Baseada na propriedade caracterizada, a diferença obtida entre os resultados foi satisfatória para confirmar a utilização do material em conformidade ao mencionado na literatura.

Figura 46: Resultado de ensaio de dureza obtido para o aço-rápido AISI M35 em comparação ao observado na base de dados



Fonte: Próprio autor.

O ensaio de dureza também foi realizado sobre a amostra revestida com DLC, porém com um objetivo complementar (e futuro) de analisar a qualidade de adesão sobre o substrato. Nesse ensaio, estabelecido pela norma VDI 3198 (1992), os parâmetros do equipamento são os mesmos apresentados na Tabela 5 em escala Rockwell C (WANG et al., 2013; CONDE et al., 2019; LENZ et al., 2020). A dureza média aritmética da amostra foi igual a 66 ± 1 HRC. Esse resultado não indicou uma

diferença expressiva da dureza quando comparado aos resultados apresentados na Figura 46, o qual pode mostrar o porquê da utilização de técnicas de nano escala dimensional para avaliar propriedades mecânicas de revestimentos finos, como exemplo, a nanoindentação (OLIVER e PHARR, 1992; MARTINS, 2016; DE MELO SILVA et al., 2021). Nessa técnica, a profundidade do indentador é limitada em aproximadamente 15% da espessura do revestimento para não haver interferências mecânicas do substrato (ALMEIDA et al., 2020).

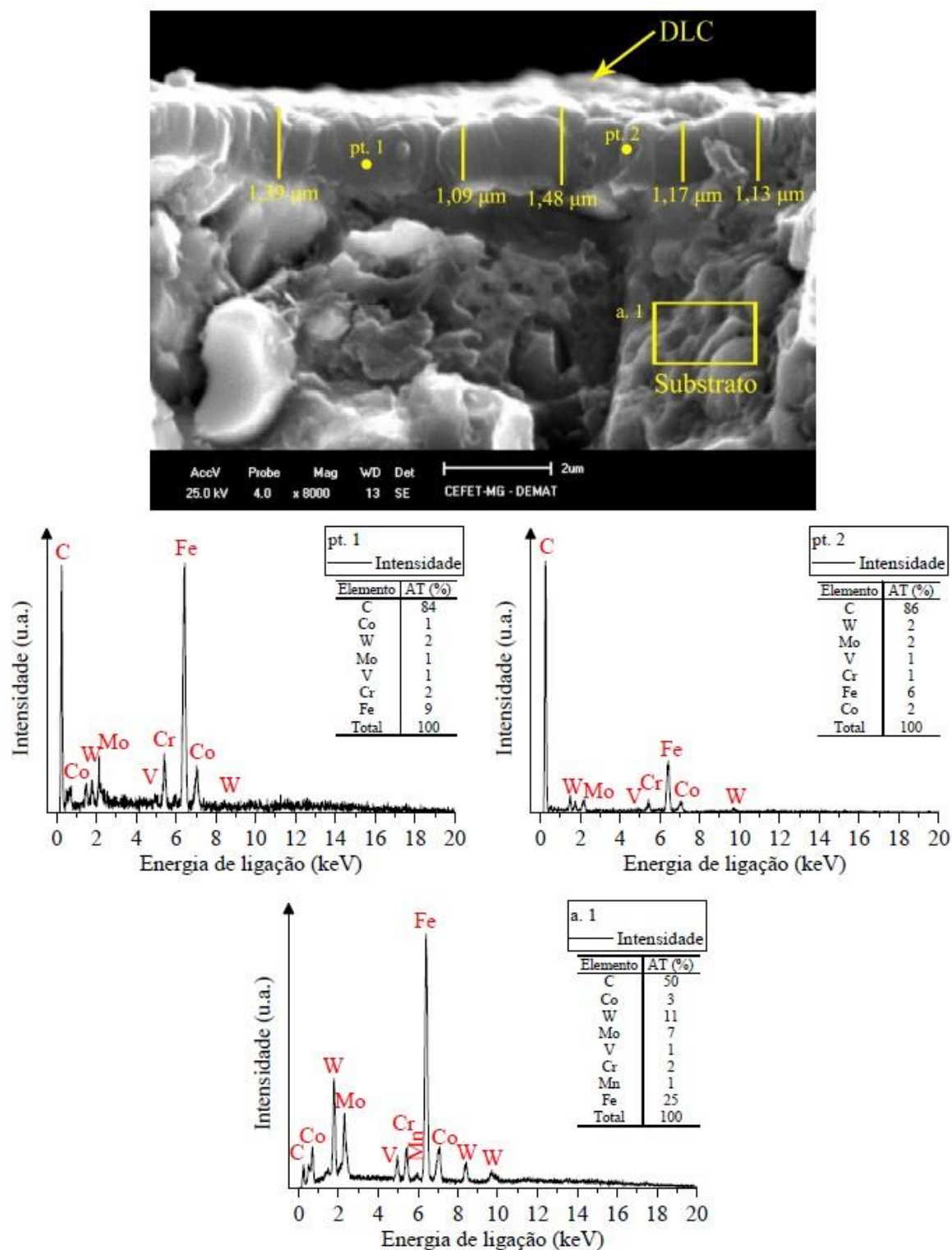
5.1.3 Revestimento DLC

5.1.3.1 Análise microscópica da espessura

Na Figura 47 é apresentada a imagem típica obtida por MEV sobre a seção transversal da amostra revestida com o DLC. A partir da superfície é observada uma camada densa de filme com espessura média aritmética de $1,2 \pm 0,1 \mu\text{m}$, resultado similar aos obtidos por Ren et al. (2012) ($1,45 \mu\text{m}$ sobre o aço DIN 1.4452), Manninen et al. (2013) ($1,68 \mu\text{m}$ sobre o aço AISI M2) e Ghosh et al. (2015) (entre $1,05 \mu\text{m}$ e $1,15 \mu\text{m}$ sobre o liga de titânio Ti-6Al-4V). Não foram observadas trincas ou falhas de descontinuidade, identificando, assim, um revestimento íntegro sobre o substrato.

Utilizando a EDS foi possível evidenciar a presença do DLC por meio da diferenciação de sinais de elementos químicos. Dois pontos (pt. 1 e pt. 2 na Figura 47) foram selecionados aleatoriamente sobre a região delimitada pela espessura do revestimento, no qual foram observados picos de intensidade de carbono correspondentes a 84% e 86% de percentual atômico (AT %), respectivamente em pt.1 e pt.2. Foi observada também a presença de outros elementos quantificados entre 1% a 2% (molibdênio, tungstênio, vanádio, cromo) e entre 6% a 9% (ferro). Em uma área aleatória (a.1 na Figura 47) selecionada no substrato, verificou-se que esses elementos encontrados em menor percentual atômico sobre o DLC tratam-se dos elementos químicos constituintes do aço AISI M35, os mesmos encontrados por Maizza et al. (2020), Egels et al. (2020) e Soffritti et al. (2020). A presença dos elementos de liga do substrato no revestimento pode estar associada à interferência de sinal do substrato diante da pequena espessura do filme analisado. Espectros similares foram observados nos estudos de Constantinou et al. (2017) e Jean et al. (2020).

Figura 47: Resultados obtidos em MEV e EDS durante a análise da seção transversal da amostra do aço-rápido AISI M35 revestida com DLC

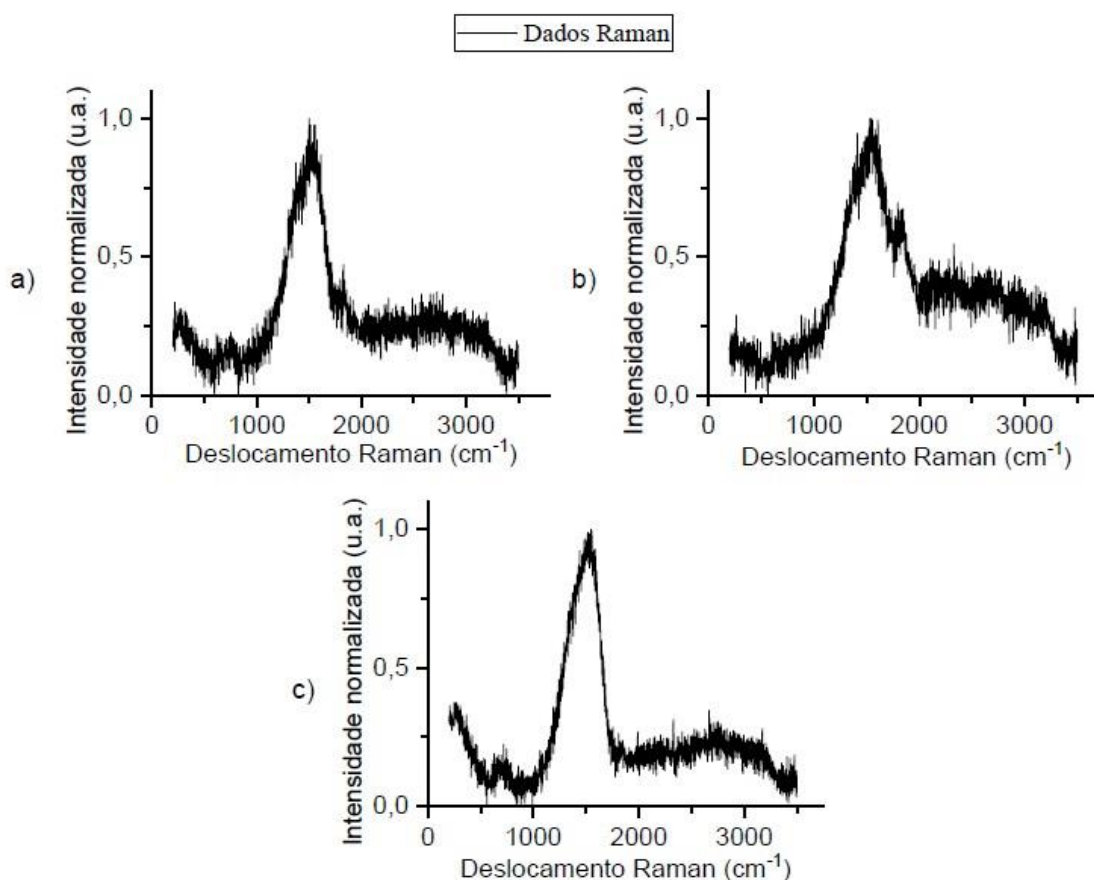


Fonte: Próprio autor.

5.1.3.2 Análise do grau de amorfização por espectroscopia Raman

Na Figura 48 são apresentados os espectros obtidos na caracterização do DLC por meio da espectroscopia Raman. A análise foi realizada em três regiões distintas sobre a superfície da amostra, resultando em três espectros (a, b, c).

Figura 48: Espectros 1 (a), 2 (b) e 3 (c) registrados durante a análise Raman realizada em diferentes regiões da superfície da amostra revestida com DLC



Fonte: Próprio autor.

Entre o intervalo de 200cm⁻¹ a 3500cm⁻¹ no deslocamento Raman, os espectros têm em comum o comportamento ascendente de intensidade a partir de 1000cm⁻¹, atingindo um pico em aproximadamente 1500cm⁻¹. Em seguida, a intensidade decresce para níveis mais baixos até 2000cm⁻¹. Este pico principal de intensidade é um indício da presença das bandas D e G (NAKAO et al., 2017, LIU et al., 2018; KAO et al., 2020; KIMURA e SAKAI 2020). Nos espectros (a) e (b) da Figura 48 é possível observar um pico adicional de intensidade posicionado entre 1500cm⁻¹ e 2000cm⁻¹, o qual também foi observado por Nakamura et al. (2018). Acima de 2000cm⁻¹, o espectro

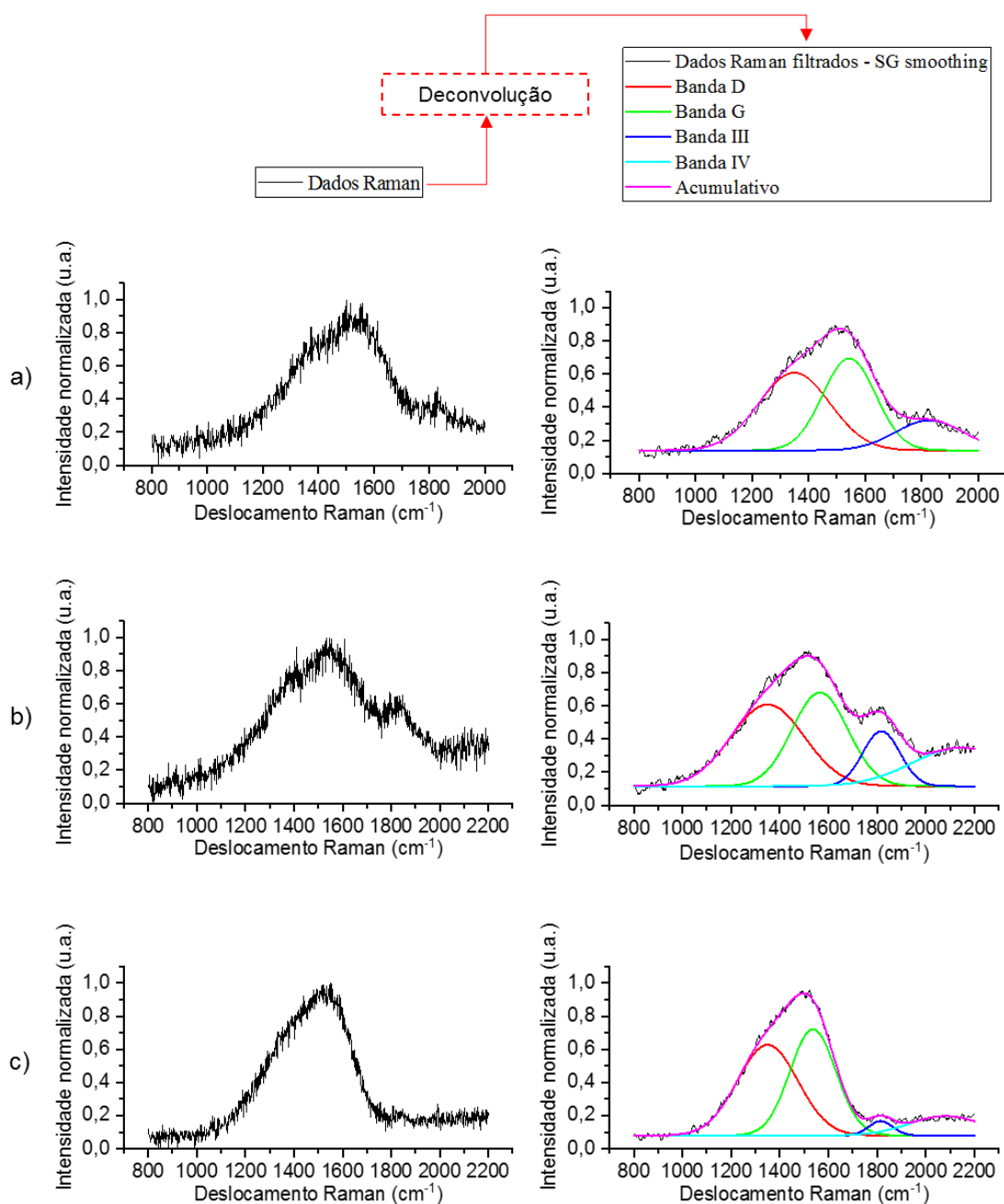
é denominado por “espectro de segunda ordem”, em que outras bandas (2D, G'-D', G+D e 2G) podem surgir devido aos modos adicionais de excitação das ligações entre átomos de carbono em configuração estrutural do grafite e ligações entre átomos de carbono e hidrogênio relacionadas ao carbono semelhante ao diamante (NAKAMURA et al., 2018; KOVACI et al., 2018; CHEN, J., 2020).

As deconvoluções realizadas sobre os espectros Raman da Figura 48 são apresentadas na Figura 49. Os espectros foram analisados em intervalos de 800cm^{-1} até 2200cm^{-1} , que são geralmente utilizados em grande parte dos estudos de caracterização de distintas classes de DLC (NAKAO et al., 2017; WU et al., 2020). A diferença existente entre o intervalo de análise apresentado no gráfico (a) (800cm^{-1} até 2000cm^{-1}) e os gráficos (b) e (c) ocorreu devido à necessidade de obter o maior coeficiente de determinação (R^2_{ajustado}) possível para validar as deconvoluções.

Na Figura 49 foram encontradas até quatro bandas típicas de materiais carbonosos: (1) banda D fixada em 1350cm^{-1} , referente ao modo de vibração das hibridizações sp^2 ativada por distúrbios dos anéis hexagonais da estrutura grafitica quando há defeitos microestruturais, seja pela introdução das hibridizações sp^3 ou apenas pela distorção da rede cristalina do grafite monocristalino (NAKAMURA et al. 2018); (2) banda G aproximadamente em 1550cm^{-1} , atribuída ao alongamento das ligações em todos os pares de átomos de sp^2 localizado na estrutura cristalina do grafite (NAKAMURA et al. 2018); (3) banda III em aproximadamente 1850cm^{-1} , que pode ser atribuída a uma frequência adicional de vibração das hibridizações sp^2 (*bonded graphite*) (JINNO et al., 2006); e (4) a banda IV centralizada em aproximadamente 2100cm^{-1} , que surge devido ao processo duplo de excitação elementar do retículo cristalino rígido denominado por “*two-phonon*” que se inicia a partir de 2000cm^{-1} e geralmente é observado até aproximadamente 3500cm^{-1} (MERLEN et al., 2017).

A deconvolução realizada sobre o espectro (a) da Figura 49 apresentou um coeficiente de determinação (R^2_{ajustado}) igual a 0,991, sendo identificada a sobreposição de três bandas: D, G e III. As bandas G e III foram centralizadas em $1544\pm 1\text{cm}^{-1}$ e $1827\pm 5\text{cm}^{-1}$, respectivamente. As intensidades das bandas D, G e II foram, respectivamente, de 148 ± 1 , 131 ± 3 e 55 ± 3 .

Figura 49: Bandas obtidas no processo de deconvolução realizado nos espectros Raman 1 (a), 2 (b) e 3 (c) do revestimento DLC



Fonte: Próprio autor.

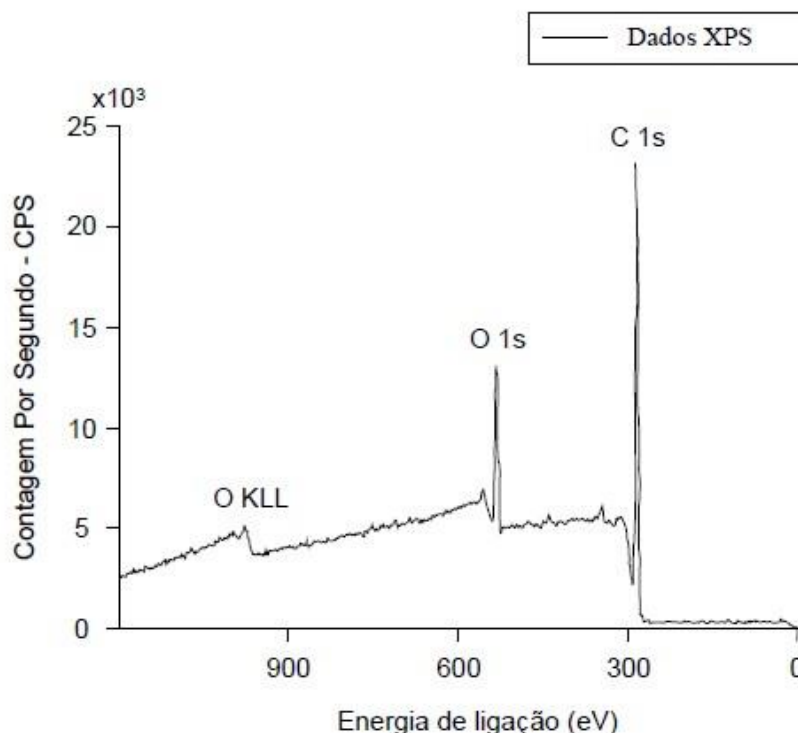
No espectro (b) da Figura 49, com R^2_{ajustado} igual a 0,992, foi identificada a sobreposição adicional da banda IV centralizada em $2144 \pm 7 \text{ cm}^{-1}$. Em comparação ao espectro (a), a banda G apresentou um deslocamento à direita, sendo centralizada em $1565 \pm 1 \text{ cm}^{-1}$. A posição da banda III também foi alterada: à direita para $1817 \pm 2 \text{ cm}^{-1}$. As intensidades das bandas D, G, III e IV foram iguais a 186 ± 2 , 163 ± 3 , 64 ± 2 e 117 ± 2 , respectivamente.

Com R^2_{ajustado} igual a 0,997, a sobreposição de quatro bandas foi identificada na deconvolução realizada sobre o espectro (c) da Figura 49. A banda IV, com intensidade de 44 ± 1 , foi centralizada em $2080 \pm 3 \text{ cm}^{-1}$: um deslocamento à esquerda em comparação ao espectro (b). A banda G apresentou intensidade de 151 ± 1 e foi centralizada em $1536,2 \pm 0,4 \text{ cm}^{-1}$, assumindo um posicionamento mais próximo ao observado no espectro (a). A posição da banda III foi similar ao espectro (b), sendo centralizada em $1814 \pm 2 \text{ cm}^{-1}$ e intensidade igual a $10,9 \pm 0,3$. Com centralização fixa em 1350 cm^{-1} , a banda D apresentou intensidade de 170 ± 1 .

Os resultados das razões de intensidade entre as bandas D e G (I_D/I_G) nos espectros (a), (b) e (c) foram, respectivamente: $1,13 \pm 0,03$, $1,14 \pm 0,02$ e $1,12 \pm 0,01$. A similaridade dos valores foi satisfatória para validar a homogeneidade do processo de deconvolução e do revestimento analisado. Baseado na trajetória de amorfização do grafite proposta por Ferrari e Robertson (2000), todos os espectros analisados possuem razões I_D/I_G compreendidas no estágio 2, em que o grafite nanocristalino é modificado (amorfização) para o carbono amorfo da classe a-C, contendo até 20% de hibridizações sp^3 . Os revestimentos de DLC produzidos por MS nos estudos de Ren et al. (2012), Liu et al. (2019), Mabuchi et al. (2013) e Salah et al. (2016) também foram pertencentes ao estágio 2 de amorfização do grafite. Segundo Mabuchi et al. (2013), processos convencionais de pulverização catódica geralmente produzem revestimentos do tipo a-C com baixo conteúdo de sp^3 : até 20%.

5.1.3.3 Determinação da composição química por espectroscopia de raios X por fotoelétrons

O espectro obtido na análise de XPS (Figura 50) evidenciou que o revestimento DLC é composto por carbono e oxigênio, baseado em uma profundidade de análise que é da ordem de até cinco camadas atômicas (HAMMOND et al., 1975).

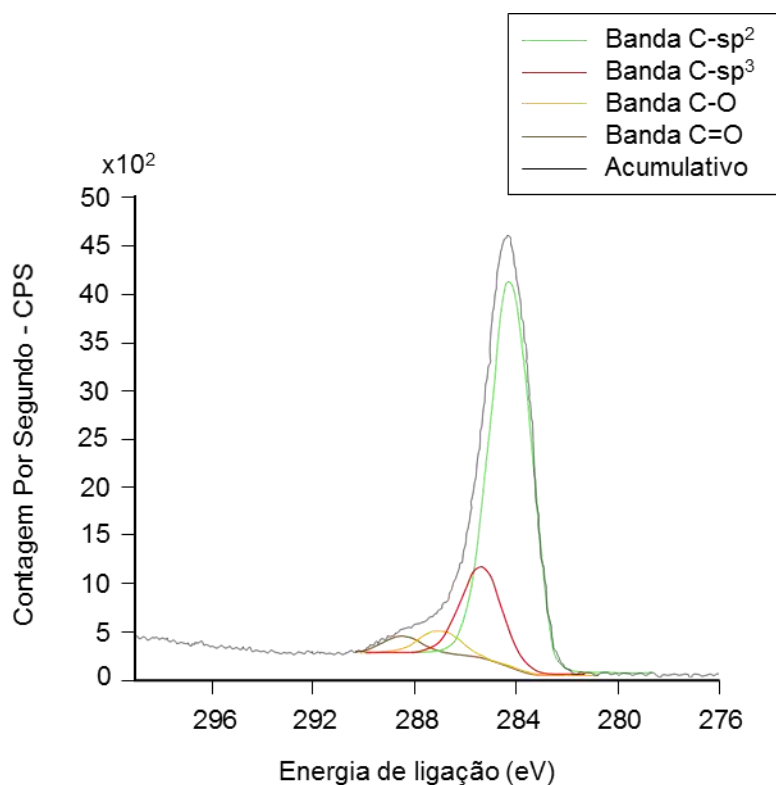
Figura 50: Espectro XPS obtido sobre a superfície do revestimento DLC

Fonte: Próprio autor.

Entre 0eV e 1200eV foram identificadas três bandas na Figura 50: (1) C 1s centralizada em 284,5eV, que corresponde à presença de carbono em 77,4%; (2) O 1s centralizada em 531,9eV e (3) O KLL centralizada em 972,9eV, ambas evidenciando a presença de oxigênio (BANERJI et al., 2017; NILKAR et al., 2021) em percentuais atômicos de 10,8% e 11,8%, respectivamente. De acordo com Nakao et al. (2017) e Jiang, A. et al. (2021), a presença do oxigênio ocorre devido ao mecanismo de adsorção na superfície do revestimento exposta ao ar ambiente. O termo “1s” refere-se à subcamada presente no nível orbital K dos átomos de carbono e oxigênio, em analogia com o Diagrama de Linus Pauling (BRIGGS, 2005; FAIRLEY et al., 2021). O termo “KLL” dá significado ao “pico Auger”, que indica um elétron passando por uma única transição entre níveis de energia (DE BOODE et al., 2022). De acordo com Venezia et al. (1992), esse pico é do tipo “XVV”, que envolve a presença de vacâncias em “X” e estados de valências locais “V”. Ou seja, “O KLL” representa o nível de energia dos elétrons quando o orbital K (O 1s) é preenchido por um elétron do orbital L, gerando, conseqüentemente, um estado de valência no orbital L (FAIRLEY et al., 2021).

O resultado da deconvolução realizada sobre a banda C1s (Figura 50) é apresentado na Figura 51. Foram identificadas quatro bandas: (1) banda C-sp² centralizada em 284,4eV (KAO et al., 2020), representando a ligação C=C do carbono semelhante ao grafite (CHEN, X. et al., 2020; PENG et al., 2022); (2) banda C-sp³ centralizada em 285,3eV (KAO et al., 2020), sendo a ligação C-C do carbono semelhante ao diamante (CHEN, X. et al., 2020; PENG et al., 2022); (3) banda C-O centralizada em 287,1eV que caracteriza um modo de ligação simples do carbono com o oxigênio (KIMURA e SAKAI, 2020) e; (4) banda C=O centralizada em 288,5eV representando a ligação dupla entre o carbono e o oxigênio (CHEN, X. et al., 2020).

Figura 51: Bandas obtidas no processo de deconvolução realizada no espectro C1s em análise XPS do revestimento DLC



Fonte: Próprio autor.

Na deconvolução da banda C1s (Figura 51) foi obtida a seguinte distribuição de ligações atômicas envolvendo o carbono: 74,0% em sp², 17,9% em sp³, 4,6% em C-O e 3,5% em C=O. Baseado nos resultados expostos, pode-se afirmar que o revestimento é um DLC com estrutura predominante em carbono na configuração do grafite, enquanto aproximadamente 18% é semelhante ao diamante.

Para caracterizar o DLC, as técnicas Raman e XPS apresentaram uma relação de âmbito complementar, ou seja, enquanto a primeira indicou uma estimativa máxima de 20% de sp^3 , a segunda “refinou” o resultado para 18%. De acordo com Münz e Zufrass (2000), é recomendada a utilização de técnicas adicionais à Raman para se obter resultados mais confiáveis sobre os conteúdos de sp^2 e sp^3 .

5.2 Ensaios de usinagem: processo de furação em liga Al-Mg-Si 6351 T6

5.2.1 Análise de estatística descritiva dos parâmetros de rugosidade

Na Tabela 14 é apresentado o planejamento experimental executado para analisar as influências das variáveis de entrada sobre os parâmetros de rugosidade R_a , R_q , R_{sk} e R_{ku} . Os ensaios foram realizados mantendo-se a variável f (avanço) em nível constante e, dessa forma, não foram distribuídos igualmente entre as três etapas em relação aos blocos 1 (Sem revestimento) e 2 (Com revestimento). A sequência dos ensaios em relação aos níveis do f ($0,20 \rightarrow 0,30 \rightarrow 0,25$) foi escolhida devido à preferência em usinar o maior número de furos na última etapa do planejamento, de forma a assegurar uma melhor adaptação ao processo como um todo nas etapas anteriores.

Considerando que o planejamento experimental foi reorganizado para suprir a condição imposta ao estudo de utilizar uma única ferramenta de corte em cada Bloco, julgou-se correto afirmar que a aleatoriedade estatística não foi obedecida. Dessa forma, para análise dos resultados (*input* para o DOE), os ensaios foram dispostos em ordem sistemática. Oprime et al. (2017) relatam que a ordem sistemática pode oferecer benefícios para o estudo em termos de custo experimental e redução de possíveis ruídos devido às trocas paramétricas das variáveis independentes. Nesse sentido, os autores complementam que sistematizar a execução experimental vai de contramão a um dos principais paradigmas do DOE: a aleatoriedade. De acordo com Silveira (2003), essa é a suposição básica para a validação de métodos estatísticos, pois a utilização da distribuição normal e suas variações possuem o pressuposto de que as observações devem ser variáveis independentes aleatórias.

Tabela 14: Planejamento experimental executado no processo de furação

Etapa	Replicata	Ensaio	Bloco	Avanço (mm/rot)	Velocidade de corte (m/min)
1º dia	1	1	Sem revestimento	0,20	41,00
	1	2	Sem revestimento		62,03
	2	13	Sem revestimento		41,00
	2	14	Sem revestimento		62,03
	1	7	Com revestimento		50,43
	2	19	Com revestimento		50,43
2º dia	1	3	Sem revestimento	0,30	41,00
	1	4	Sem revestimento		62,03
	2	15	Sem revestimento		41,00
	2	16	Sem revestimento		62,03
	1	8	Com revestimento		50,43
	2	20	Com revestimento		50,43
3º dia	1	5	Sem revestimento	0,25	50,43
	1	6	Sem revestimento		50,43
	2	17	Sem revestimento		50,43
	2	18	Sem revestimento		50,43
	1	9	Com revestimento		41,00
	1	10	Com revestimento		62,03
	1	11	Com revestimento		50,43
	1	12	Com revestimento		50,43
	2	21	Com revestimento		41,00
	2	22	Com revestimento		62,03
	2	23	Com revestimento		50,43
	2	24	Com revestimento		50,43

Fonte: Próprio autor.

Os resultados representativos de R_a e R_q são apresentados na Tabela 15, contendo três medidas que constituem a estatística descritiva (NICK, 2007; CONNER e JOHNSON, 2017; JIMÉNEZ et al., 2021; BANARU e AKSENOV, 2022): média aritmética ($\bar{I}$), desvio padrão (σ) e coeficiente de variação (CV), sendo a primeira uma medida de tendência central e as duas últimas, medidas de tendência dispersivas.

Tabela 15: Resultados dos parâmetros R_a e R_q - Estatística descritiva

Ensaio	Bloco	f (mm/rot)	V_c (m/min)	R_a			R_q		
				$\bar{I}$ (μm)	σ (μm)	CV (%)	$\bar{I}$ (μm)	σ (μm)	CV (%)
1	1 - Sem revestimento	0,20	41,00	1,4	0,2	14	1,7	0,2	13
2		0,20	62,03	0,8	0,3	35	0,9	0,4	37
3		0,30	41,00	0,9	0,3	38	1,1	0,4	40
4		0,30	62,03	0,7	0,3	38	0,9	0,3	38
5		0,25	50,43	0,9	0,2	25	1,2	0,3	25
6		0,25	50,43	0,9	0,3	33	1,1	0,4	34
7	2 - Com revestimento	0,20	50,43	0,9	0,2	21	1,2	0,2	21
8		0,30	50,43	0,9	0,3	35	1,1	0,4	35
9		0,25	41,00	1,0	0,3	34	1,3	0,5	36
10		0,25	62,03	0,7	0,2	24	0,9	0,2	25
11		0,25	50,43	0,7	0,2	32	0,9	0,3	31
12		0,25	50,43	0,7	0,2	28	0,9	0,3	29
13	1 - Sem revestimento	0,20	41,00	0,8	0,2	27	0,9	0,2	26
14		0,20	62,03	0,6	0,2	35	0,8	0,3	34
15		0,30	41,00	0,7	0,2	24	1,1	0,3	26
16		0,30	62,03	0,7	0,2	28	0,9	0,2	27
17		0,25	50,43	0,6	0,1	17	0,7	0,1	18
18		0,25	50,43	0,5	0,1	27	0,7	0,2	29
19	2 - Com revestimento	0,20	50,43	0,7	0,2	27	0,9	0,3	28
20		0,30	50,43	0,7	0,2	21	0,9	0,2	23
21		0,25	41,00	0,9	0,3	30	1,2	0,4	30
22		0,25	62,03	0,8	0,2	21	0,9	0,2	22
23		0,25	50,43	0,7	0,1	16	0,9	0,1	16
24		0,25	50,43	0,7	0,1	19	0,8	0,2	19

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 15, nos seis primeiros ensaios foram observados valores de R_a que variaram entre $0,7 \pm 0,3 \mu\text{m}$ (Ensaio 4) e $1,4 \pm 0,2 \mu\text{m}$ (Ensaio 1) quando utilizada a ferramenta sem revestimento (Bloco 1). Notou-se uma tendência de a rugosidade diminuir na medida em que V_c aumentou de 41,00m/min para 62,03m/min enquanto f mantido constante. Esse comportamento foi similar nos ensaios 13 a 18 (réplicas dos ensaios 1 a 6), onde foram observados valores de R_a entre $0,6 \pm 0,2 \mu\text{m}$ (Ensaio 14) e $0,9 \pm 0,2 \mu\text{m}$ (Ensaio 15). Não foi observada uma tendência para o avanço, pois a rugosidade aparentou diminuir do ensaio 2 ao 4 enquanto, do ensaio 14 ao 16 o comportamento foi contraditório, ambos com V_c constante de 62,03m/min e f variando

de 0,20mm/rot para 0,30mm/rot. Observou-se também que a configuração do planejamento experimental não testou as combinações de níveis (0,-1) e (-1,0) respectivas ao avanço e à velocidade de corte para o Bloco 1, o que pôde ter contribuído para a dificuldade de se analisar o efeito do f nos resultados apresentados.

Do ensaio 7 ao 12, os valores de R_a foram compreendidos entre $0,7 \pm 0,2 \mu\text{m}$ (Ensaio 11) e $1,0 \pm 0,3 \mu\text{m}$ (Ensaio 9) quando utilizada a ferramenta de corte revestida com o DLC (Bloco 2). A partir do ensaio 9 onde o avanço foi constante, notou-se uma tendência de a rugosidade reduzir em consequência do aumento da velocidade de corte. O mesmo foi observado entre os ensaios 21 ($1,0 \pm 0,3 \mu\text{m}$) e 24 ($0,7 \pm 0,1 \mu\text{m}$). Em V_c constante de 50,43m/min, diferenças de R_a obtidas entre os ensaios 7 ($0,9 \pm 0,2 \mu\text{m}$) e 8 ($0,9 \pm 0,3 \mu\text{m}$) e suas réplicas 19 ($0,7 \pm 0,2 \mu\text{m}$) e 20 ($0,7 \pm 0,2 \mu\text{m}$) poderiam indicar uma hipótese de correlação inversamente proporcional com o avanço. No entanto, quando observado o desvio padrão desses valores, essa hipótese se torna pouco expressiva quando comparada à hipótese sugerida para a velocidade de corte. Isso pode estar relacionado ao fato das combinações de níveis (-1,-1) e (1,1) não serem testadas para o Bloco 2, dificultando a observação do efeito de f .

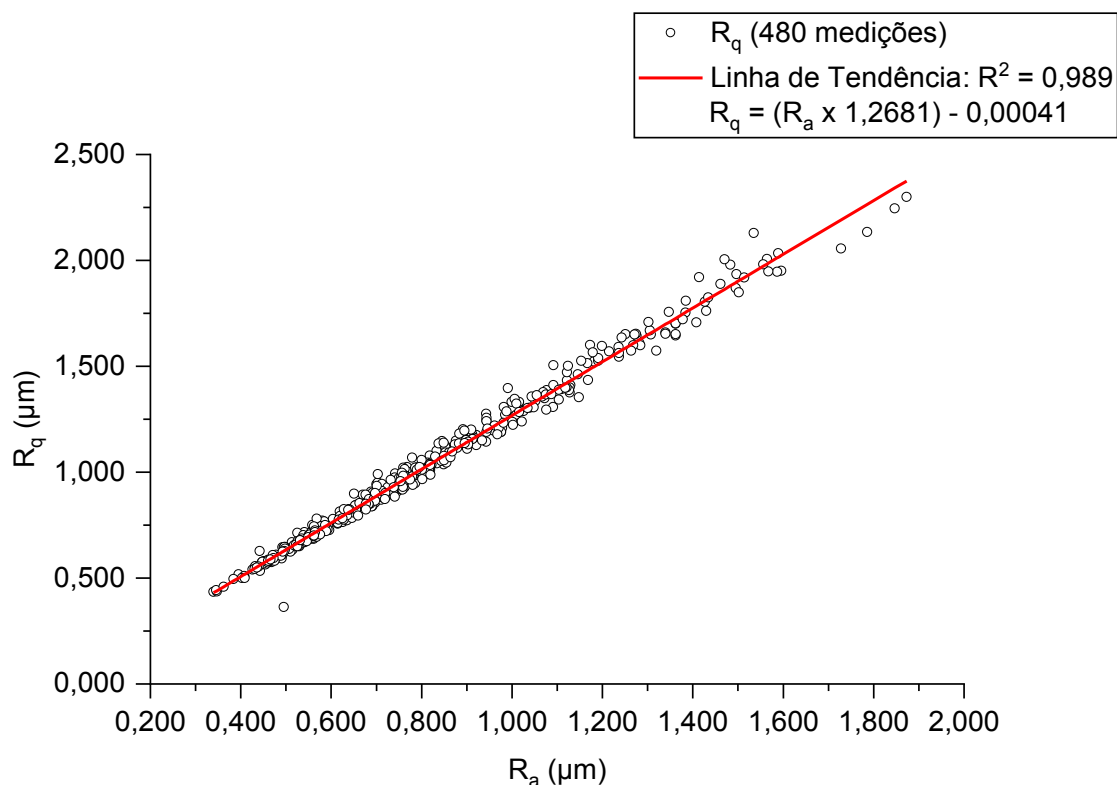
Em relação aos níveis centrais (0,0) do f e da V_c na Tabela 15, houve no Bloco 1 uma redução de R_a quando comparado os ensaios 5 ($0,9 \pm 0,2 \mu\text{m}$) e 6 ($0,9 \pm 0,3 \mu\text{m}$) com os ensaios 17 ($0,6 \pm 0,1 \mu\text{m}$) e 18 ($0,5 \pm 0,1 \mu\text{m}$), todos executados na terceira etapa do planejamento experimental (ver Tabela 14). Já no Bloco 2, R_a apresentou valores mais homogêneos nos ensaios 11 ($0,7 \pm 0,2 \mu\text{m}$), 12 ($0,7 \pm 0,2 \mu\text{m}$), 23 ($0,7 \pm 0,1 \mu\text{m}$) e 24 ($0,7 \pm 0,1 \mu\text{m}$). Essa diferença de comportamento poderia levar à hipótese de algum efeito da variável Bloco:

- Alterações da rugosidade seriam mais propícias de ocorrer em consequência da condição tribológica da interface cavaco-ferramenta, como exemplo, a adesão e o desprendimento subsequente de material usinado sobre a superfície de saída, que seria similar ao mecanismo de formação de APC (PAKTINAT e AMINI, 2018; BARAKAT et al., 2019). O fenômeno *stick-slip* possui um ciclo de formação similar ao da APC, porém, em uma escala de análise menor, que provavelmente não poderia ser observada por meio dos valores de rugosidade mensurados. Pode surgir repetidamente ou de forma aleatória, resultando em um sistema tribológico indesejável com oscilações de velocidade de deslizamento, de força de atrito e a presença de vibrações (BHUSHAN, 2013) que afetam a rugosidade durante os processos de

usinagem (KAM e DEMIRTAŞ, 2021). Na presença do DLC, tanto a APC quanto o *stick-slip* poderiam ocorrer com menor frequência devido aos seus benefícios de autolubrificação e de inércia química que podem contribuir para a redução do coeficiente de atrito (GHOSH et al., 2015; BHOWMICK et al., 2015; MARTINS et al., 2021a).

- A rugosidade poderia ser influenciada pelo material da peça de trabalho (MACHADO et al., 2011; JAMES DHILIP et al., 2020), ou seja, diferenças de alguma propriedade mecânica (dureza por exemplo) ou heterogeneidade microestrutural localizada na liga Al-Mg-Si 6351 T6 no estado como recebido antes da preparação dos corpos de prova. A ocorrência de alterações microestruturais por encruamento ou por efeito da temperatura durante a usinagem dos corpos de prova não foi avaliada. Além disso, um controle unitário dos corpos de prova em relação à propriedade de dureza não foi realizado, o que poderia indicar diferenças significativas entre os mesmos.

Na Tabela 15, o comportamento de R_q foi semelhante ao R_a (SEDLAČEK et al., 2012a; GARCÍA-JURADO et al., 2015). Em geral, os valores de R_q situaram-se acima de R_a (HAMZAH et al., 2022), com uma DF% de aproximadamente 21%. Por meio do coeficiente de variação (CV) calculado em cada ensaio, essa similaridade se tornou mais evidente. Observando todos os 480 valores de rugosidade mensurados nos furos (Figura 52), notou-se que a correlação entre R_q e R_a foi caracterizada por uma proporção linear positiva (GORLENKO, 1981), expressa pela Equação 4 com representatividade aproximada a 99%. Análise similar foi observada no estudo de Xiong et al. (2021).

Figura 52: Gráfico de correlação entre os parâmetros de rugosidade R_q e R_a 

Fonte: Próprio autor.

$$R_q \approx 1,268 \times R_a \quad (4)$$

Na Tabela 16 são apresentados os resultados estatísticos descritivos dos parâmetros R_{sk} e R_{ku} . Conforme observado, os valores de assimetria variaram entre $-0,2 \pm 0,3$ (Ensaio 5) e $0,0 \pm 0,2$ (Ensaio 6) com a ferramenta de corte sem revestimento. Nesse bloco experimental, R_{sk} foi predominante em médias aritméticas negativas (HORVÁTH et al., 2015a). Os possíveis efeitos do avanço e da velocidade de corte foram sobrepostos pela grande dispersão dos resultados, como exemplo, observando os valores extremos do CV obtidos no Bloco 1: ensaio 4 com 53428% e o ensaio 2 com -728%.

No Bloco 2 (ver Tabela 16) foram observados valores de R_{sk} compreendidos entre $-0,113 \pm 0,202$ (Ensaio 19) e $0,171 \pm 0,251$ (Ensaio 21). De modo geral, não houve uma predominância positiva ou negativa da assimetria e, assim como no Bloco 1, os efeitos do f e da V_c não foram notados, possivelmente devido à dispersão dos valores representativos: coeficientes de variação entre 3260% (Ensaio 23) e -4375% (Ensaio 22).

Tabela 16: Resultados dos parâmetros R_{sk} e R_{ku} - Estatística descritiva

Ensaio	Bloco	f (mm/rot)	V_c (m/min)	R_{sk}			R_{ku}		
				$\bar{I}$	σ	CV (%)	$\bar{I}$	σ	CV (%)
1	1 - Sem revestimento	0,20	41,00	-0,0	0,2	-365	2,9	0,4	14
2		0,20	62,03	-0,0	0,2	-728	2,9	0,3	11
3		0,30	41,00	-0,1	0,2	-422	3,2	0,4	13
4		0,30	62,03	0,0	0,2	53428	3,2	0,4	13
5		0,25	50,43	-0,2	0,3	-145	2,9	0,4	13
6		0,25	50,43	0,0	0,2	429	3,1	0,4	13
7	2 - Com revestimento	0,20	50,43	-0,1	0,3	-229	3,3	0,5	16
8		0,30	50,43	0,1	0,3	366	3,2	0,5	15
9		0,25	41,00	0,0	0,2	1786	3,2	0,6	18
10		0,25	62,03	0,0	0,2	1354	3,1	0,4	12
11		0,25	50,43	-0,1	0,2	-218	3,1	0,5	16
12		0,25	50,43	-0,0	0,3	-2857	3,3	0,6	19
13	1 - Sem revestimento	0,20	41,00	-0,1	0,2	-291	3,1	0,4	12
14		0,20	62,03	-0,1	0,2	-288	3,2	0,3	9
15		0,30	41,00	-0,1	0,3	-277	3,2	0,6	18
16		0,30	62,03	-0,0	0,2	-584	3,2	0,7	23
17		0,25	50,43	-0,0	0,2	-701	3,2	0,5	16
18		0,25	50,43	-0,1	0,2	-170	3,1	0,4	12
19	2 - Com revestimento	0,20	50,43	-0,1	0,2	-179	3,3	0,6	18
20		0,30	50,43	-0,1	0,3	-386	3,2	0,6	18
21		0,25	41,00	0,1	0,2	146	3,2	0,5	15
22		0,25	62,03	-0,0	0,2	-4375	3,1	0,5	15
23		0,25	50,43	0,0	0,3	3260	3,2	0,4	14
24		0,25	50,43	-0,0	0,2	-1146	3,1	0,4	12

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 16, R_{ku} compreendeu em valores de $2,9 \pm 0,4$ (Ensaio 1) e $3,2 \pm 0,4$ (Ensaio 3) no Bloco 1, predominando-se uma curtose ligeiramente acima do valor gaussiano ($R_{ku} = 3$). A análise foi similar no Bloco 2, contendo valores entre $3,1 \pm 0,4$ (Ensaio 24) e $3,3 \pm 0,6$ (Ensaio 19). Os resultados de CV indicaram claramente maior homogeneidade de R_{ku} em comparação à R_{sk} (DA SILVA et al., 2020), R_a e R_q . Com relação aos parâmetros de usinagem, também não foi possível sugerir hipóteses prévias sobre os seus efeitos.

É válido notar que o nível de dispersão da assimetria e da curtose foram distintos, ao mesmo tempo em que as influências dos parâmetros de usinagem não

foram previamente observadas, similar ao estudo de Horváth et al. (2015a). A partir disso, duas hipóteses poderiam ser sugeridas para justificar o ocorrido: (1) R_{sk} seria muito sensível às variáveis envolvidas no processo de furação (além do f e da V_c), ao ponto de ser realmente diferente em cada posição mensurada sobre a superfície do furo, enquanto (2) R_{ku} seria pouco influenciado pelas variáveis controladas dentro do processo de furação, e, com isso, se manteria mais constante.

5.2.2 *Análise de estatística inferencial dos parâmetros de rugosidade*

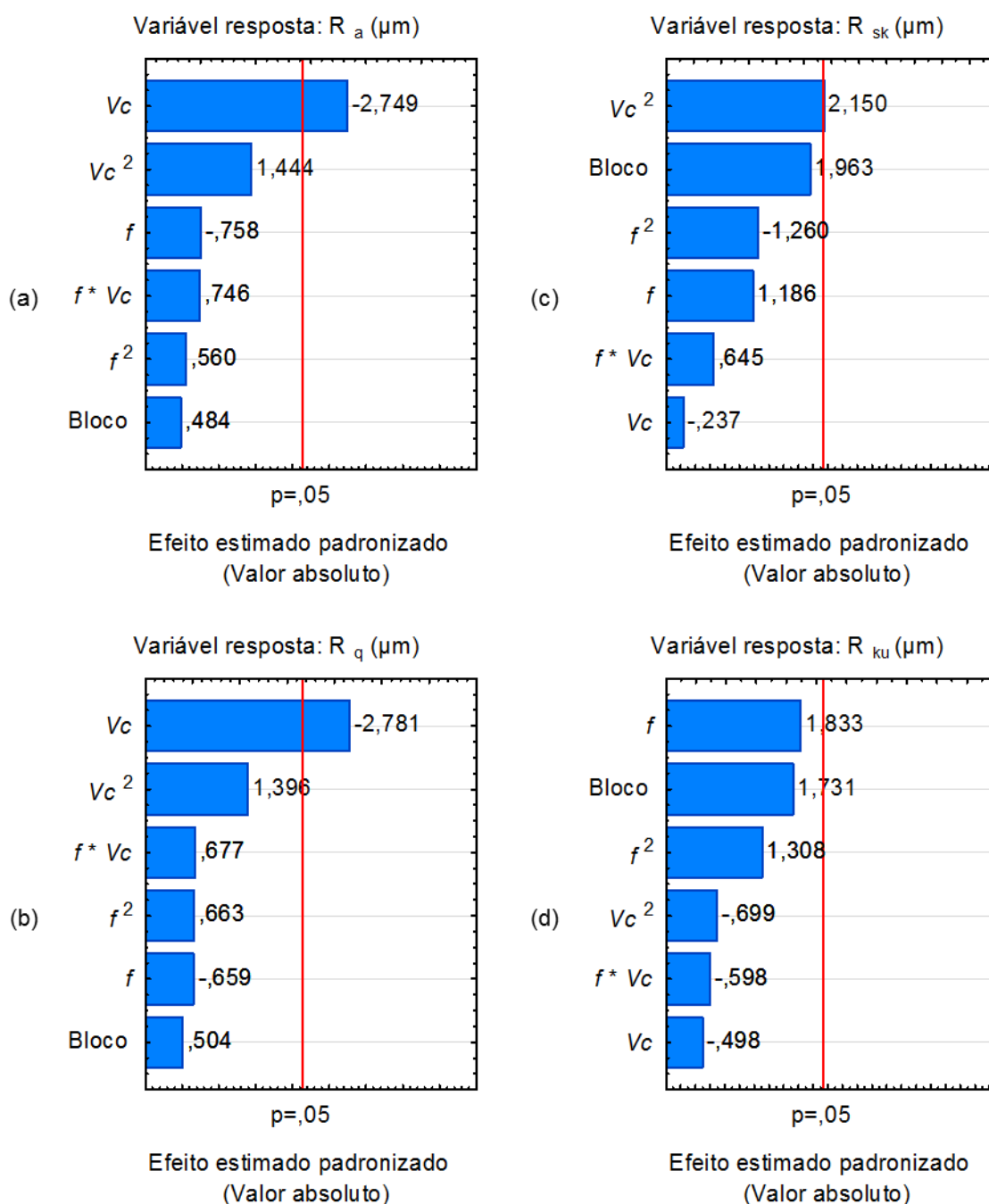
5.2.2.1 *Análise de Variância - ANOVA*

Na Figura 53 são apresentados os gráficos de Pareto da ANOVA que mostram a estimativa dos efeitos individuais das variáveis independentes sobre as variáveis dependentes (BREITKREITZ et al., 2014; ANNIGERI et al., 2016). A linha vertical vermelha representa o índice estatístico “t”, que é calculado e atribuído ao $p\text{-valor}_{\text{referência}}$ como o limite mínimo de significância (BREITKREITZ et al., 2014; ANNIGERI et al., 2016), nesse caso, igual a 2,145 para todos os parâmetros de rugosidade. Nos resultados foi verificada a predominância do efeito da velocidade de corte em R_a , R_q e R_{sk} . A influência do avanço foi pouco expressiva, em termos linear e quadrático, tendo o maior valor absoluto sobre R_{ku} . O efeito da variável $f * V_c$ foi semelhante ao do avanço, com valores intermediários em R_a e R_q e mínimos em R_{sk} e R_{ku} . O Bloco apresentou os menores efeitos sobre R_a e R_q , mas foi o segundo maior nos parâmetros R_{sk} e R_{ku} .

No gráfico (a) da Figura 53, o efeito linear da velocidade de corte apresentou valor absoluto de 2,749, que foi significativo em R_a . Os demais efeitos não foram significativos: V_c^2 (1,444), f (0,758), $f * V_c$ (0,746), f^2 (0,560) e por último, o Bloco (0,484).

No gráfico (b) da Figura 53, o comportamento foi similar ao observado no gráfico (a), uma vez que R_q e R_a possuem uma forte correlação linear positiva (GORLENKO, 1981), conforme já apresentada na Figura 52. Com valor absoluto de 2,781, o efeito linear da velocidade de corte foi significativo em R_q . Os efeitos de V_c^2 , $f * V_c$, f^2 , f e do Bloco foram insignificantes, com valores absolutos de 1,396, 0,677, 0,663, 0,659 e 0,504, respectivamente.

Figura 53: Gráficos de Pareto dos efeitos das variáveis independentes sobre os parâmetros de rugosidade R_a (a), R_q (b), R_{sk} (c) e R_{ku} (d)



Fonte: Próprio autor.

Resultados apresentados no gráfico (c) da Figura 53 mostraram efeitos absolutos de 2,150, 1,963, 1,260, 1,186, 0,645 e 0,237, respectivos às variáveis V_c^2 , Bloco, f^2 , f , $f * V_c$ e V_c . O parâmetro R_{sk} foi influenciado apenas pelo efeito quadrático da velocidade de corte.

Conforme observado no gráfico (d) da Figura 53, R_{ku} não foi influenciado pelas variáveis independentes. Os valores dos efeitos foram, em ordem decrescente: 1,833 (f), 1,731 (Bloco), 1,308 (f^2), 0,699 (V_c^2), 0,598 ($f * V_c$) e 0,498 (V_c).

Representando parte da estatística inferencial que é composta por diversos testes estatísticos (NICK, 2007), a tabela ANOVA (Tabela 17) contém resultados mais detalhados e dá continuidade à análise do DOE. A significância ($p\text{-valor}_{\text{calculado}}$) de cada variável independente foi determinada em função dos valores obtidos da Soma dos Quadrados e da Média dos Quadrados dentro da estatística F da ANOVA (DEAN et al., 2017; HARHOUT et al., 2020). A análise foi complementada com o cálculo da contribuição percentual, obtida pela razão entre a Soma dos Quadrados da variável analisada (numerador) e a variável Total (constante no denominador) (HARHOUT et al., 2020).

Na Tabela 17, a variável Erro puro (do inglês *Pure Error*) apresentou as maiores contribuições percentuais, com valores de 46% (R_{sk} e R_{ku}) e 53% (R_a e R_q). Isso demonstra que outras variáveis desconhecidas e aleatórias exerceram influências sobre a rugosidade (DEAN et al., 2017), sobrepondo as contribuições do f , da V_c e do Bloco. Hipóteses para a composição do Erro puro seriam: (1) erro de medição da rugosidade; (2) considerar um valor representativo de rugosidade para uma quantidade de medições supostamente grande (20 medições por corpo de prova); (3) vibração mecânica no processo de usinagem (ZHONG et al., 2010; JIANFENG et al., 2019; ZHANG, L. et al., 2021) originada, por exemplo, pelo erro de batimento do mandril hidráulico (MARTINS et al., 2021b; MARTINS et al., 2022); (5) variação de resistência mecânica entre os corpos de prova e; (6) a opção metodológica de sistematizar os experimentos (BLANCO et al., 2020) unitários em relação ao avanço.

Verificou-se também na Tabela 17 valores mais expressivos, em comparação às outras variáveis, de contribuição percentual da Falta de ajuste em R_{sk} (14%) e R_{ku} (25%), o que indica a hipótese de um desajuste do modelo quadrático na previsão do comportamento dos dados observado experimentalmente (DEAN et al., 2017). De acordo com Dean et al. (2017), o teste *Lack-of-Fit* resume-se em comparar uma hipótese nula H_0 (o modelo quadrático é adequado para prever o comportamento da variável resposta) e uma hipótese alternativa H_1 (um modelo de análise de variância unidirecional é necessário).

Tabela 17: Resultados da análise de variância – Tabela ANOVA

Variável dependente	Variável independente	Soma dos Quadrados	Média dos Quadrados	p-valor _{calculado}	Contribuição (%)
R _a	Bloco	0,006	0,006	0,636	1
	f	0,015	0,015	0,461	2
	f^2	0,008	0,008	0,584	1
	V_c	0,203	0,203	0,016	29
	V_c^2	0,056	0,056	0,171	8
	$f * V_c$	0,015	0,015	0,468	2
	Falta de ajuste	0,027	0,009	0,805	4
	Erro puro	0,376	0,027	-	53
	Total	0,707	0,340	-	100
R _q	Bloco	0,010	0,010	0,622	1
	f	0,018	0,018	0,520	2
	f^2	0,018	0,018	0,518	2
	V_c	0,318	0,318	0,015	29
	V_c^2	0,080	0,080	0,184	7
	$f * V_c$	0,019	0,019	0,510	2
	Falta de ajuste	0,040	0,013	0,808	4
	Erro puro	0,575	0,041	-	53
	Total	1,078	0,517	-	100
R _{sk}	Bloco	0,017	0,017	0,070	13
	f	0,006	0,006	0,255	5
	f^2	0,007	0,007	0,228	5
	V_c	0,000	0,000	0,816	0
	V_c^2	0,020	0,020	0,050	15
	$f * V_c$	0,002	0,002	0,529	1
	Falta de ajuste	0,019	0,006	0,279	14
	Erro puro	0,062	0,004	-	46
	Total	0,133	0,063	-	100
R _{ku}	Bloco	0,024	0,024	0,105	10
	f	0,027	0,027	0,088	11
	f^2	0,014	0,014	0,212	6
	V_c	0,002	0,002	0,626	1
	V_c^2	0,004	0,004	0,496	2
	$f * V_c$	0,003	0,003	0,559	1
	Falta de ajuste	0,060	0,020	0,101	25
	Erro puro	0,112	0,008	-	46
	Total	0,245	0,101	-	100

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 17, os parâmetros R_a e R_q foram influenciados estatisticamente pela velocidade de corte (ALAGARSAMY et al., 2016; YAŞAR, 2019) com contribuições iguais a 29%. Resultados obtidos por Habib et al. (2021), Al-Tameemi et al. (2021) e Aamir et al. (2021) foram semelhantes, levando em consideração a correlação existente entre a velocidade de corte e a rotação. O avanço (UDDIN et al., 2018), a condição da ferramenta (AL-TAMEEMI et al., 2021), a interação $f * V_c$ (AL-TAMEEMI et al., 2021) e a V_c^2 não foram significativas e apresentaram contribuições de 1% a 8%.

Considerando o critério de arredondamento dos valores apresentados na Tabela 17, o $p\text{-valor}_{\text{calculado}}$ igual a 0,050 determinou a influência significativa da V_c^2 sobre R_{sk} , com uma contribuição de 15%. Observou-se também uma contribuição de 13% da variável Bloco com $p\text{-valor}_{\text{calculado}}$ de 0,070, o que poderia indicar a eminência da condição da ferramenta influenciar a assimetria do perfil de rugosidade (ver gráfico (c) da Figura 53). Seguindo esse raciocínio, Wassennan (2004) cita que o $p\text{-valor}_{\text{calculado}}$ é informalmente utilizado para mensurar o nível de evidência sobre a hipótese nula de acordo com a Tabela 18. Nesse caso, considerando a hipótese H_0 como “existência de influência significativa”, a variável Bloco estaria apresentando um nível fraco de evidência.

Tabela 18: Nível de evidência sobre a hipótese nula H_0

$p\text{-valor}_{\text{calculado}}$	Nível de evidência sobre H_0
Menor que 0,01	Muito forte
Entre 0,01 e 0,05	Forte
Entre 0,05 e 0,10	Fraca
Acima de 0,10	Nenhuma

Fonte: Adaptado de Wassennan (2004).

Na Tabela 17, nenhuma variável independente apresentou efeito significativo sobre R_{ku} , o que confirmou a discussão realizada na Tabela 16 em similaridade aos resultados obtidos por Horváth et al. (2015a). O avanço apresentou a maior contribuição, 11%, com $p\text{-valor}_{\text{calculado}}$ de 0,088. Conforme observado no gráfico (d) da Figura 53, esse resultado mostrou uma proximidade da curtose ser influenciada pelo avanço, similar ao discutido para o efeito do Bloco sobre o parâmetro R_{sk} .

5.2.2.2 *Análise de regressão*

Na Tabela 19 são apresentados os resultados da análise de regressão para a previsão das variáveis de respostas, contendo os coeficientes de cada variável independente estabelecido na análise estatística, suas incertezas, níveis de significância e os coeficientes de determinação.

Na Tabela 19 são observados coeficientes de determinação entre 0,039 e 0,225, indicando um baixo nível de previsão do modelo de regressão em relação ao domínio experimental. Em outras palavras, o modelo matemático de segunda ordem teria uma representatividade de apenas 4% sobre o comportamento de R_{ku} , enquanto para R_a e R_q esse valor seria de 22%. Esses resultados foram considerados como “de baixos níveis” quando comparados aos valores encontrados frequentemente na literatura: $0,8 \leq R^2_{ajustado} \leq 1,0$ (BAGCI e OZCELIK, 2006) e $R^2_{ajustado} \geq 0,9\%$ (DASH et al., 2020; KARKALOS et al., 2021). Como os testes de Falta de ajuste não foram significativos (Tabela 17), pode-se supor que esses níveis de $R^2_{ajustado}$ tenham sido influenciados pelas incertezas das variáveis independentes. Nesse caso, poderiam ser destacadas na Tabela 19 as incertezas obtidas no f (entre 6 e 19) e no f^2 (entre 12 e 36) para os parâmetros R_{sk} e R_q . Além desses, poderiam ser consideradas também as incertezas similares à observada na variável Bloco do parâmetro R_a (0,04), cujo valor foi maior que o próprio coeficiente de regressão.

Quanto aos coeficientes de regressão, poucos foram significativos para a previsão dos parâmetros de rugosidade, sendo eles: a Constante para R_a ($p\text{-valor}_{calculado} = 0,033$), R_q ($p\text{-valor}_{calculado} = 0,033$) e R_{ku} ($p\text{-valor}_{calculado} = 0,045$), e as variáveis V_c ($p\text{-valor}_{calculado} = 0,042$) e V_c^2 ($p\text{-valor}_{calculado} = 0,050$) para R_{sk} . A partir disso, notou-se que os resultados da análise de regressão não necessitam ter, obrigatoriamente, uma correlação perfeita com os resultados da análise de variância (Tabela 17), pois, caso contrário, os coeficientes da V_c em R_a e R_q na Tabela 19 deveriam ser significativos. Da mesma forma em R_{sk} , o coeficiente da V_c não deveria ser significativo, uma vez que essa variável apresentou $p\text{-valor}_{calculado}$ maior que 0,05 na Tabela 17.

Tabela 19: Resultados da análise de regressão para a previsão dos parâmetros de rugosidade dentro do domínio experimental

Variável resposta	Variável independente	Coefficiente de regressão	Erro padrão	p-valor _{calculado}	R ² _{ajustado}
R _a	Constante (intercepto)	6	3	0,033	0,225
	Bloco	0,02	0,04	0,636	
	f	-13	16	0,417	
	f^2	16	29	0,584	
	V_c	-0,1	0,1	0,098	
	V_c^2	0,001	0,001	0,171	
	$f * V_c$	0,1	0,1	0,468	
R _q	Constante (intercepto)	8	3	0,033	0,225
	Bloco	0,02	0,04	0,622	
	f	-17	19	0,382	
	f^2	24	36	0,518	
	V_c	-0,2	0,1	0,110	
	V_c^2	0,001	0,001	0,184	
	$f * V_c$	0,1	0,1	0,510	
R _{sk}	Constante (intercepto)	0,8	1	0,438	0,135
	Bloco	0,03	0,01	0,070	
	f	6	6	0,328	
	f^2	-15	12	0,228	
	V_c	-0,07	0,03	0,042	
	V_c^2	0,0006	0,0003	0,050	
	$f * V_c$	0,029	0,045	0,529	
R _{ku}	Constante (intercepto)	3	1	0,045	0,039
	Bloco	0,03	0,02	0,105	
	f	-8	9	0,387	
	f^2	21	16	0,212	
	V_c	0,03	0,04	0,417	
	V_c^2	0,0003	0,0004	0,496	
	$f * V_c$	-0,0	0,1	0,559	

Fonte: Próprio autor.

A partir dos coeficiente de regressão apresentados na Tabela 19, o comportamento dos parâmetros R_a, R_q, R_{sk} e R_{ku}, dentro do domínio experimental utilizando a ferramenta de corte sem revestimento (Bloco 1), foi previsto respectivamente de acordo as Equações 5, 6, 7 e 8:

$$R_a = 6 - 13f + 16f^2 - 0,1V_c + 0,001V_c^2 + 0,1f^*V_c + 0,02 \quad (5)$$

$$R_q = 8 - 17f + 24f^2 - 0,2V_c + 0,001V_c^2 + 0,1f^*V_c + 0,02 \quad (6)$$

$$R_{sk} = 0,8 + 6f - 15f^2 - 0,07V_c + 0,0006V_c^2 + 0,029f^*V_c + 0,03 \quad (7)$$

$$R_{ku} = 3 - 8f + 21f^2 + 0,03V_c - 0,0003V_c^2 - 0,0f^*V_c + 0,03 \quad (8)$$

Para a ferramenta revestida com o DLC (Bloco 2), a previsão dos parâmetros de rugosidade foi determinada pelas Equações 9, 10, 11 e 12:

$$R_a = 6 - 13f + 16f^2 - 0,1V_c + 0,001V_c^2 + 0,1f^*V_c + 0,03 \quad (9)$$

$$R_q = 8 - 17f + 24f^2 - 0,2V_c + 0,001V_c^2 + 0,1f^*V_c + 0,05 \quad (10)$$

$$R_{sk} = 0,8 + 6f - 15f^2 - 0,07V_c + 0,0006V_c^2 + 0,029f^*V_c + 0,06 \quad (11)$$

$$R_{ku} = 3 - 8f + 21f^2 + 0,03V_c - 0,0003V_c^2 - 0,0f^*V_c + 0,07 \quad (12)$$

Nas Equações 5 a 12, nota-se que os coeficientes Constante, f , f^2 , V_c , V_c^2 e f^*V_c são iguais para ambos Bloco 1 e Bloco 2. A diferença existente na previsão da rugosidade foi estabelecida por um fator de multiplicação inserido no coeficiente de regressão da variável Bloco (o último termo das equações). Quando o Bloco é atribuído ao valor 1 (ferramenta de corte sem revestimento), os coeficientes são aqueles apresentados na Tabela 19. Ao atribuir o valor 2 ao Bloco (ferramenta de corte com DLC), os coeficientes anteriores são multiplicados pelo mesmo valor atribuído ao Bloco, ou seja, multiplicados por 2. Dessa forma, por meio da análise de regressão foi possível observar previamente um aumento nos valores dos parâmetros de rugosidade quando utilizada a ferramenta de corte revestida com DLC.

5.2.2.3 Metodologia de Superfície de Resposta - RSM

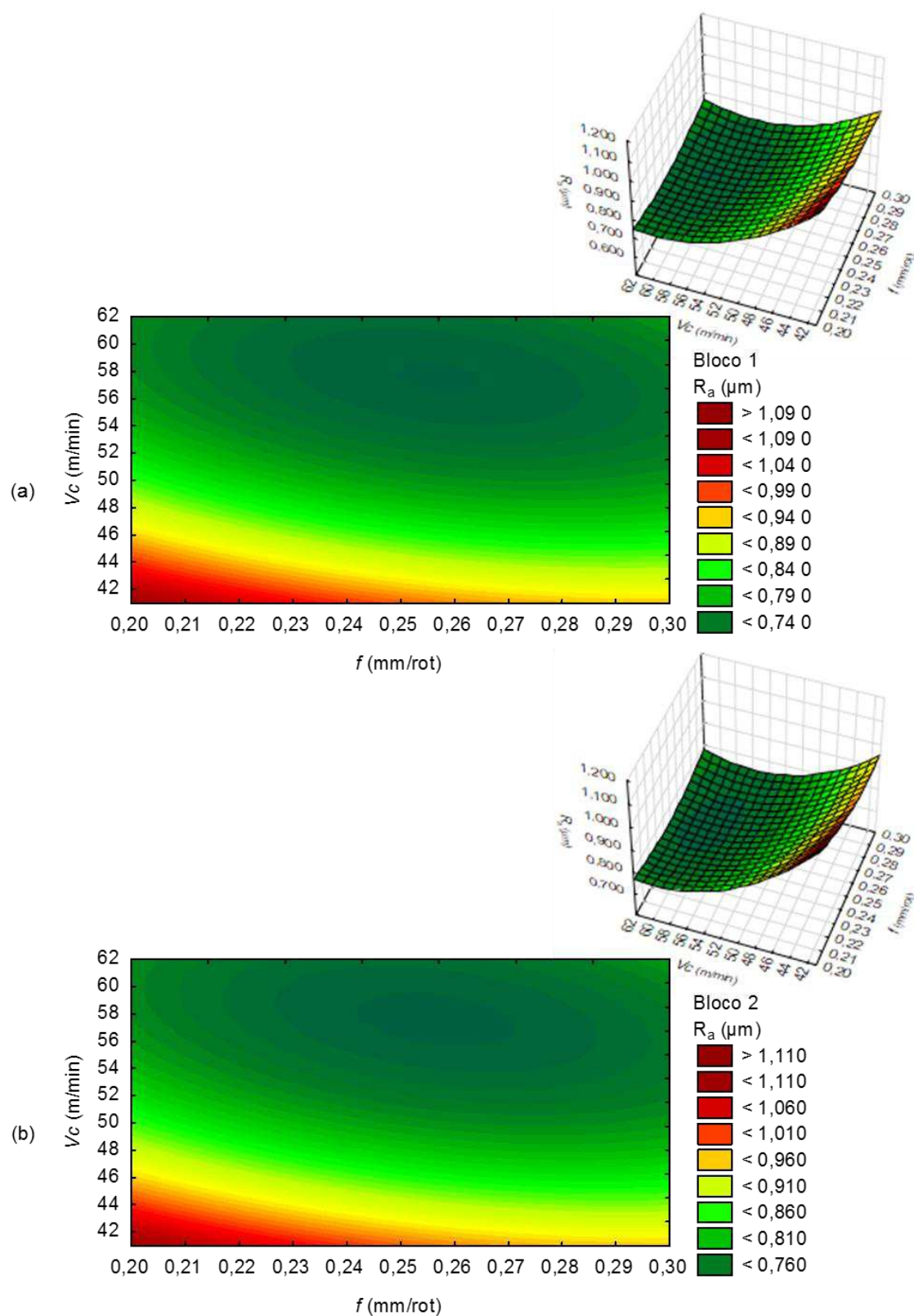
O comportamento dos parâmetros R_a , R_q , R_{sk} e R_{ku} é apresentado respectivamente na Figura 54, Figura 55, Figura 56 e Figura 57 por meio da Metodologia de Superfície de Resposta (RSM). A discussão dos resultados foi baseada preferencialmente na projeção bidimensional. Os gráficos tridimensionais foram inseridos em menor tamanho para uma visualização prévia das superfícies geradas pela análise de regressão.

Nos gráficos (a) e (b) da Figura 54, R_a decresce de $1,0\mu\text{m}$ até $0,7\mu\text{m}$ em uma relação inversamente proporcional com a velocidade de corte e com o avanço. A rugosidade apresenta valores mínimos quando o f e a V_c assumem valores próximos a $0,26\text{mm/rot}$ e 58m/min , respectivamente. Quando uma das variáveis independentes é mantida constante, verifica-se que o efeito da V_c é maior em comparação ao f .

Nas legendas apresentadas na Figura 54, o intervalo de R_a obtido no Bloco 2 encontra-se $0,020\mu\text{m}$ acima do intervalo no Bloco 1, uma diferença consideravelmente pequena que demonstra, do ponto de vista estatístico, o efeito pouco expressivo da variável Bloco. No entanto, no gráfico (b) a área de mínima rugosidade (verde escuro) é maior do que a área no gráfico (a). Ou seja, essa análise pode indicar a possibilidade de se obter menores valores de R_a utilizando uma faixa mais ampla de avanço com a ferramenta de corte revestida com o DLC ($0,24\text{mm/rot}$ a $0,27\text{mm/rot}$) em comparação à ferramenta sem revestimento ($0,25\text{mm/rot}$ a $0,26\text{mm/rot}$).

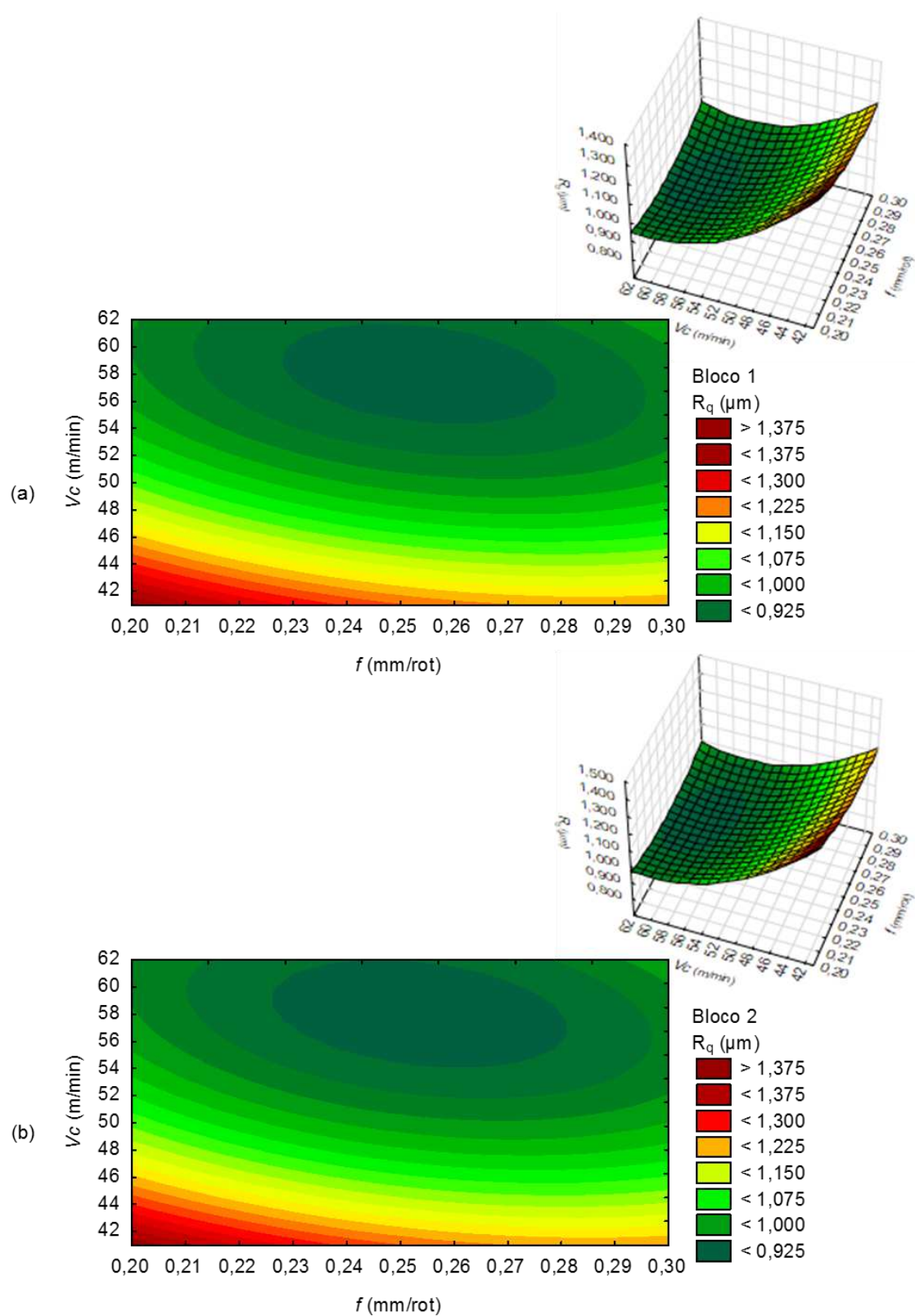
Na Figura 55 são apresentados os gráficos de RSM do parâmetro R_q . O comportamento da rugosidade é semelhante entre os gráficos (a) e (b), e, diferentemente da Figura 54, a faixa de valores apresentada nas legendas é igual. Nesse caso, não é possível fazer alguma hipótese de melhoria da rugosidade quando utilizada a ferramenta de corte revestida. Em ambos os blocos 1 e 2, R_q é minimizado com avanços entre $0,23\text{mm/rot}$ e $0,28\text{mm/rot}$ e velocidades de corte entre 56m/min e 62m/min .

Figura 54: Gráficos de RSM do parâmetro R_a em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)



Fonte: Próprio autor.

Figura 55: Gráficos de RSM do parâmetro R_q em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)



Fonte: Próprio autor.

Devido à correlação existente entre R_a e R_q (ver Figura 52), os efeitos da velocidade de corte e do avanço foram similares na Figura 54 e na Figura 55. A redução da rugosidade é alcançada com o aumento da V_c . De acordo com a literatura fundamental da usinagem, isso ocorre pela redução dos esforços de corte (associado à perda de resistência ao cisalhamento do material usinado) em decorrência do aumento da temperatura de usinagem (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011). Utilizar valores mínimos de V_c favorece a ocorrência do mecanismo de adesão secundária/indireta (GÓMEZ-PARRA et al., 2013), onde a velocidade de escoamento do cavaco e a formação da APC podem contribuir para a perda de qualidade da superfície usinada.

A relação observada entre a velocidade de corte e a rugosidade na Figura 54 e na Figura 55 também foi encontrada nos estudos realizados por Bahçe e Ozel (2013), Uddin et al. (2018), Habib et al. (2021), Okay et al. (2021) e Karkalos et al. (2021). Alguns dos autores preferiram utilizar a rotação ao invés da V_c , mas a relação entre esses parâmetros é proporcional. Em geral, as justificativas dos resultados resumem-se à formação de APC, temperatura de usinagem, resistência do material usinado e o escoamento do cavaco. Habib et al. (2021) enfatizou a formação de APC em baixas velocidades de corte na usinagem a seco de materiais semelhantes ao alumínio. Samuel et al. (2021) citaram que um melhor acabamento pode ser alcançado na usinagem das ligas Al-Mg-Si 6061 quando a velocidade de corte aumenta de 30m/min até 60m/min.

Apesar do avanço não ter apresentado influência significativa (UDDIN et al., 2018), notou-se tanto para R_a (Figura 54) quanto para R_q (Figura 55) que a rugosidade tende a reduzir entre 0,20mm/rot e 0,25mm/rot e depois assume uma tendência contrária entre 0,25mm/rot e 0,30mm/rot. Esse comportamento foi mais notável para valores de V_c entre 48m/min e 58m/min. Baseado em Machado et al. (2011), o avanço e a pressão específica de corte possuem, até certo ponto, uma relação proporcional. Nesse caso, um avanço muito pequeno elevaria a pressão específica de corte devido à área de corte estar limitada em uma região muito próxima do raio de cunha da ferramenta, em que o ângulo de saída provavelmente seria próximo ao valor nulo. Nessa condição, ocorreria a redução do ângulo do plano primário de cisalhamento, o que levaria à maior deformação do cavaco. Isso poderia refletir no aumento da rugosidade.

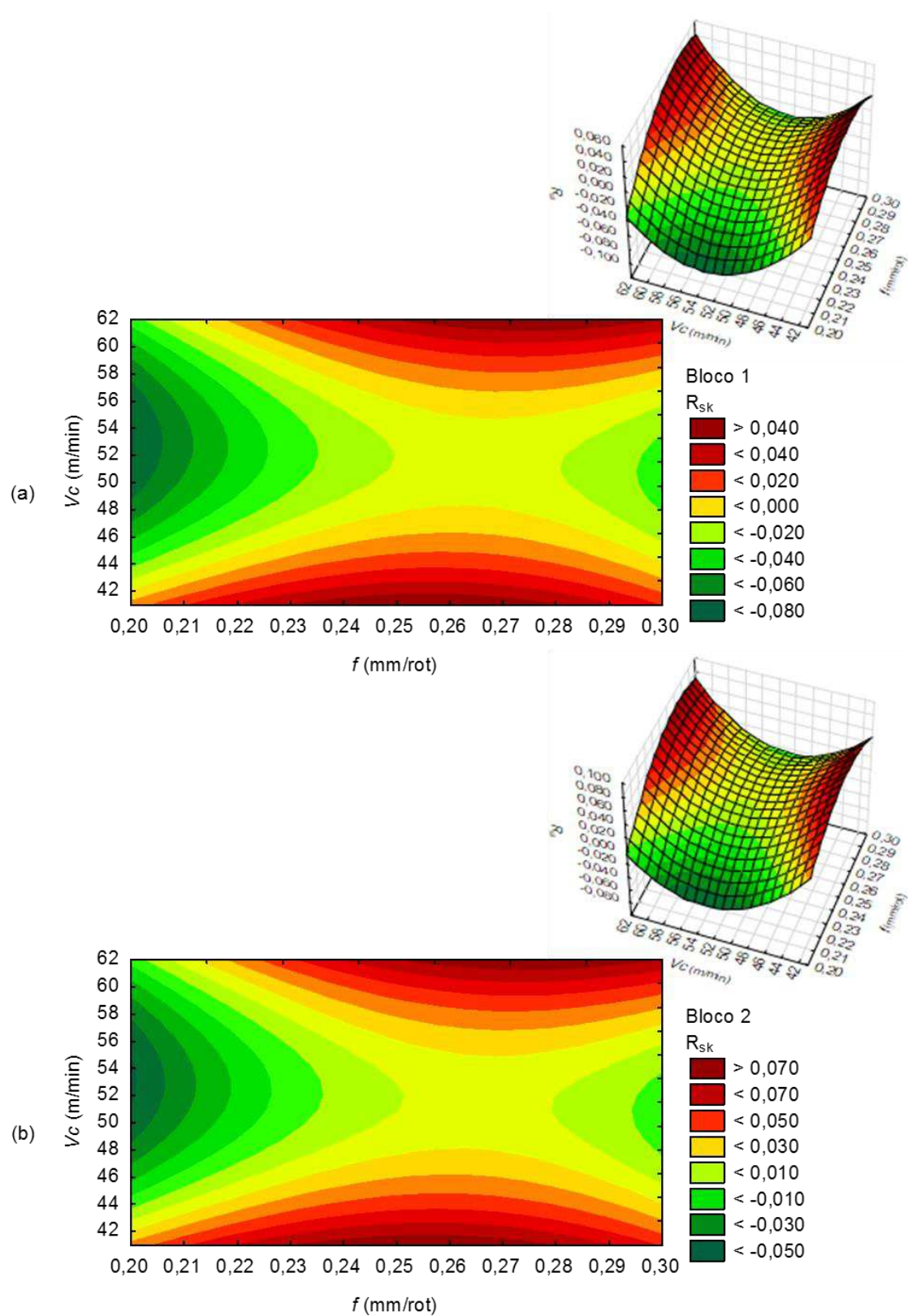
Os gráficos de RSM do parâmetro R_{sk} são apresentados na Figura 56. A assimetria comporta-se de forma similar em ambos os gráficos (a) e (b).

Com avanços abaixo de 0,23mm/rot é possível verificar um efeito mais dominante da velocidade de corte sobre R_{sk} (Figura 56), o que pode justificar os resultados apresentados no gráfico (c) da Figura 53 e na Tabela 17. Nessa região dos gráficos (a) e (b), a assimetria do perfil de rugosidade passa do domínio positivo para o negativo quando V_c aumenta de 40m/min até aproximadamente 52m/min. Quando relacionado à mesma região dos gráficos (a) e (b) da Figura 54 e da Figura 55, pode-se supor que existe uma correlação positiva entre os parâmetros médios (R_a e R_q) e o parâmetro de probabilidade de distribuição: o aumento da velocidade de corte pode proporcionar, ao mesmo tempo, a redução da altura/profundidade média das asperezas e da predominância de picos acima da linha média. Comportamento similar foi observado por Da Silva et al. (2020), variando V_c entre 150m/min e 300m/min durante o torneamento do aço AISI 4340. No torneamento de um aço de médio carbono, Reddy et al. (2012) mencionaram que o aumento da assimetria é um indicativo das modificações superficiais por deformação plástica e dilatação das asperezas.

Mantendo a V_c constante em valores próximos aos níveis mínimo e máximo, nota-se uma tendência de R_{sk} assumir valores positivos em função do avanço, principalmente entre 0,23mm/rot e 0,28mm/rot (Figura 56). Nessas regiões analisadas, R_{sk} poderia estar aumentando em correlação positiva com f . No torneamento a seco do aço AISI 1045, Maruda et al. (2020) observaram que a assimetria da superfície aumentou quando o avanço variou de 0,085mm/rot para 0,18mm/rot. Em mesmo processo de usinagem, porém trabalhando com a liga Al-Cu 2024 T3, García-Jurado et al. (2015) observaram que os perfis de rugosidade apresentaram valores de assimetria positivos em condições de maiores avanços (de 0,20mm/rot até 0,30mm/rot). Os autores concluíram que R_{sk} é proporcional ao avanço.

Com f entre 0,23mm/rot e 0,29mm/rot e V_c entre 46m/min e 56m/min, R_{sk} aproxima-se aos valores nulos. Ou seja, a seleção de níveis “medianos”, tanto para f quanto para V_c , seria recomendada para a maior probabilidade de se obter perfis de rugosidade mais homogêneos em relação à distribuição de picos e vales. Adicionando os resultados da Figura 54 e da Figura 55, esses perfis apresentariam respectivamente parâmetros de R_a e R_q abaixo de 0,860 μ m e 1,075 μ m.

Figura 56: Gráficos de RSM do parâmetro R_{sk} em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)



Fonte: Próprio autor.

Verificando as legendas da Figura 56, no Bloco 1 é possível alcançar maior predominância de vales ($R_{sk} < -0,080$). Já na presença do DLC (Bloco 2), observa-se a possibilidade de obter perfis com maior predominância de picos ($R_{sk} > 0,070$). Porém, essa análise não pode ser conclusiva, uma vez que o efeito da variável Bloco não foi significativo e os valores de R_{sk} nas legendas dos gráficos (a) e (b) são relativamente próximos.

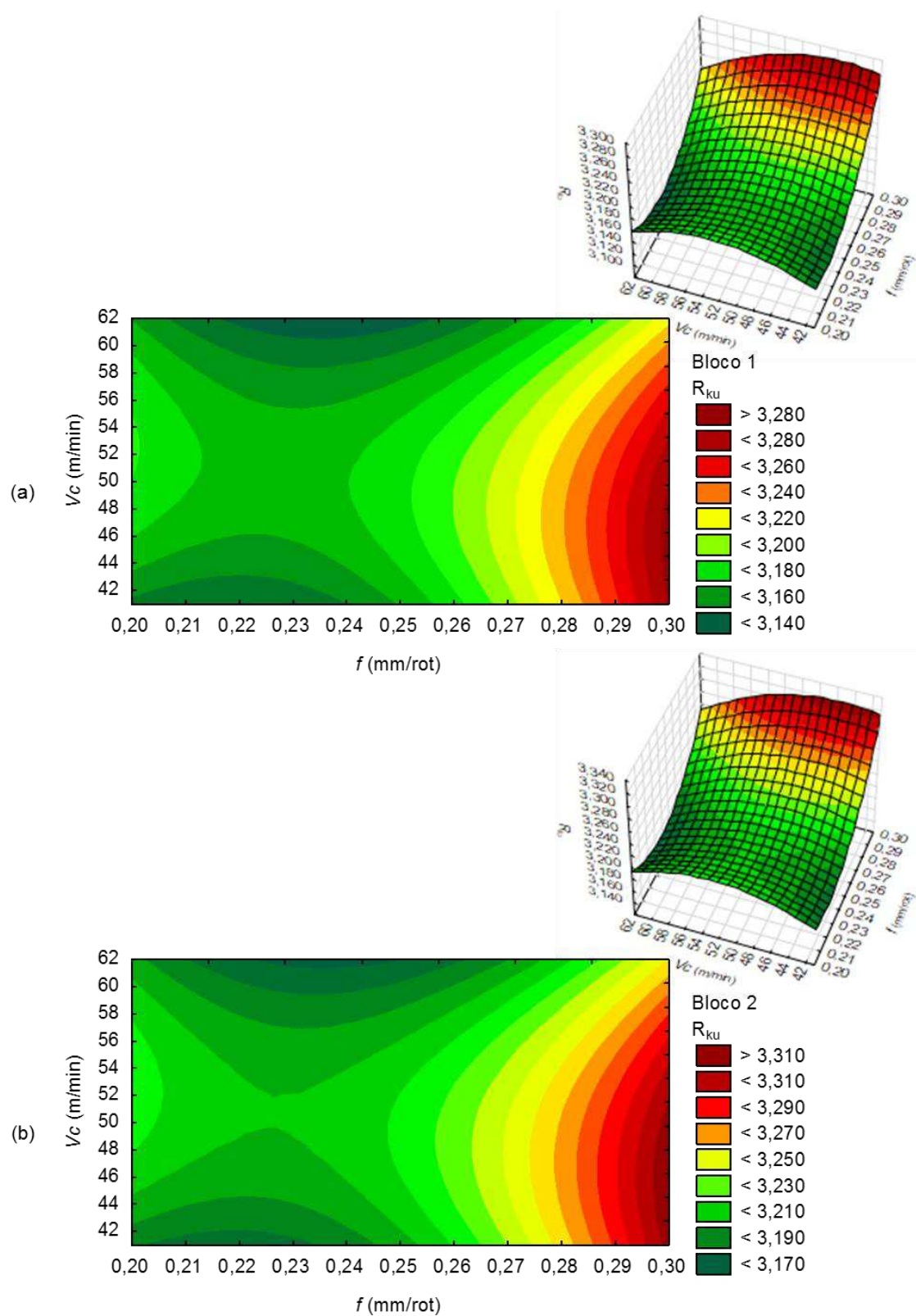
Após realizar 125 experimentos elaborados no DOE, Routara et al. (2009) encontraram valores de R_{sk} entre -0,276 e 0,941 no processo de fresamento frontal da liga Al-Mg-Si 6061 T4. Nesse estudo, os valores representativos foram obtidos da média aritmética de 4 medições. No entanto, o desvio padrão não foi apresentado. Karkalos et al. (2021) não identificaram correlações entre R_{sk} e os parâmetros de avanço (0,02mm/rot a 0,16mm/rot) e velocidade de corte (80m/min e 200m/min) no fresamento da liga Al-Mg-Si 6082. Os autores observaram somente o efeito do método de usinagem: o fresamento trocoidal proporcionou menor assimetria em comparação ao método tradicional.

Utilizando o DOE para investigar a rugosidade no torneamento, Horváth et al. (2015a) 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 0,085mm/rot, 0,18mm/rot e 0,28mm/rot com velocidade de corte constante (200m/min). O desvio padrão não foi informado.

Comparando os resultados analisados na Figura 56 com os estudos citados anteriormente, é possível supor que a assimetria no processo de furação da liga Al-Mg-Si 6351 T6 apresenta valores semelhantes ou dentro da faixa observada nos processos convencionais de torneamento e fresamento.

Os resultados da RSM para a curtose são apresentados na Figura 57. A variação de R_{ku} foi similar nos gráficos (a) e (b), onde a ferramenta de corte revestida com DLC proporcionou valores ligeiramente maiores (0,030 conforme a legenda) em comparação ao Bloco 1. Mas essa diferença não pode ser considerada significativa, conforme a discussão dos resultados apresentados na Tabela 17.

Figura 57: Gráficos de RSM do parâmetro R_{ku} em função das variáveis f , V_c e Condição da ferramenta - Blocos 1 (a) e 2 (b)



Fonte: Próprio autor.

Ao contrário do observado nos parâmetros de rugosidade anteriores (R_a , R_q e R_{sk}), na Figura 57 o efeito da velocidade de corte foi aparentemente menor em comparação ao avanço, o que justifica o resultado apresentado no gráfico (d) da Figura 53. Nota-se que as asperezas tendem a ser mais pontiagudas na medida em que o f é maximizado a partir de 0,25mm/rot. Esse comportamento se mantém em toda a faixa de velocidade de corte analisada, porém, mais expressiva entre 40m/min e 52m/min.

No torneamento de um aço inoxidável, Abu-Mahfouz et al. (2018) observaram a redução da curtose na medida em que o f aumentou de 0,064mm/rot para 0,445mm/rot, mantendo a rotação (500rpm) e a profundidade de usinagem (1,22mm) constantes. Já Horváth et al. (2015a), no mesmo processo de usinagem, não observaram influências significativas do avanço sobre R_{ku} . Os autores usinaram duas ligas Al-Si (uma eutética e outra hipereutética) variando V_c entre 500m/min e 1830m/min e f entre 0,5mm/rot e 0,112mm/rot.

Na Figura 57, utilizando avanços de até 0,25mm/rot, o perfil de rugosidade apresenta valores de curtose abaixo de 3,200. Nessa região, o Bloco 1 aparenta ter um melhor desempenho em comparação ao Bloco 2, pois R_{ku} se mantém mais homogêneo em uma faixa mais ampla de avanço (0,21mm/rot a 0,24mm/rot) e de velocidade de corte (46m/min a 56m/min). No fresamento da liga Al-Mg-Si 6082, Karkalos et al. (2021) não observaram influência do f e da V_c sobre R_{ku} . Os autores afirmaram que o perfil se tornou mais achatado quando a operação trocoidal foi utilizada em comparação à operação convencional.

No domínio experimental estudado (Figura 57), observou-se 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.

No processo de fresamento da liga Al-Mg-Si 6061 T4, Routara et al. (2009) encontraram valores de R_{ku} entre 1,79 e 4,35. No estudo de Karkalos et al. (2021), os valores variaram entre 1,8 e 3 na usinagem da liga Al-Mg-Si 6082.

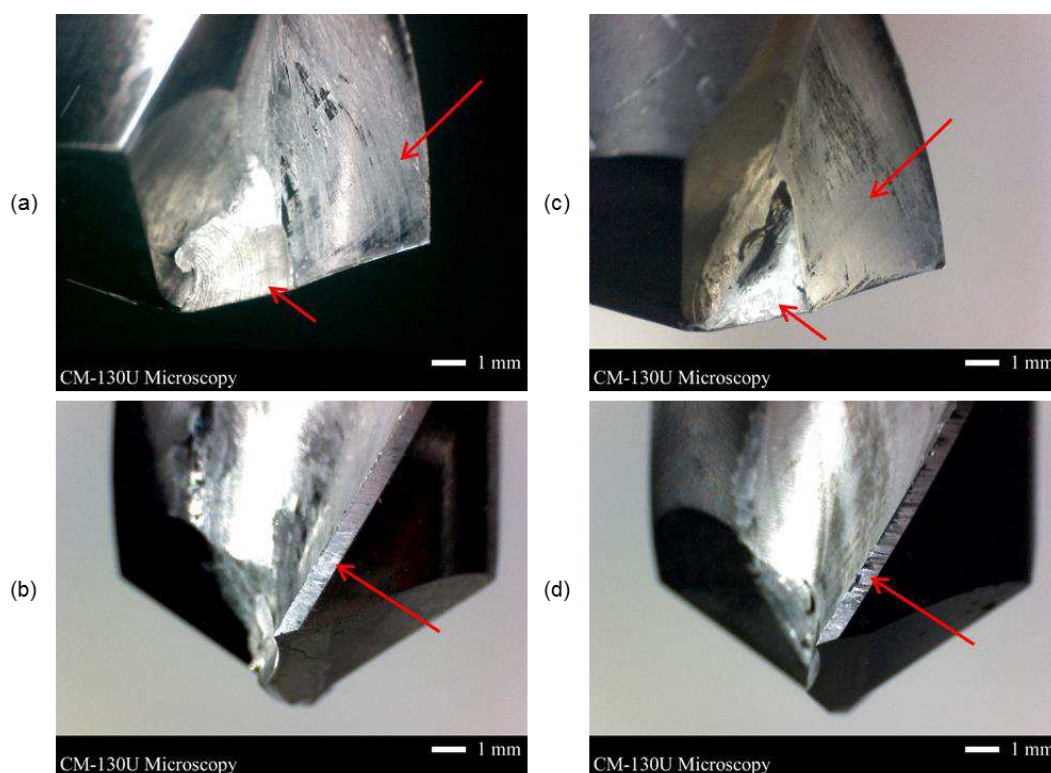
Horváth et al. (2015a) encontraram a predominância de curtose abaixo de 3 no torneamento das ligas Al-Si. Avaliando a influência do tipo de inserto de corte, das condições a seco e com fluido de corte e de diferentes velocidades de corte no torneamento do aço AISI 4340, Da Silva et al. (2020) também 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.

5.2.3 Acompanhamento da formação de mecanismos de desgaste nas ferramentas de corte

Na possibilidade de encontrar alguma justificativa para os resultados encontrados na análise dos parâmetros de rugosidade, uma avaliação qualitativa da formação dos mecanismos de desgaste foi realizada, observando em três intervalos (dias) distintos a integridade das ferramentas de corte, antes e após a realização do processo de decapagem (MARTINS, 2016). Na Figura 58 são apresentadas as imagens que melhor representaram os aspectos gerais da interação entre as ferramentas de corte e o material usinado durante todos os ensaios.

Figura 58: Características visuais típicas das ferramentas de corte observadas durante os ensaios de usinagem, em vista frontal sem (a) e com revestimento (c), e vista lateral sem (b) e com revestimento (d)



← Adesão de material removido em usinagem

Fonte: Próprio autor.

Nas vistas frontais foram observadas características semelhantes entre as ferramentas sem revestimento (Figura 58 (a)) e com o DLC (Figura 58 (b)). Uma coloração mais clara sobre as superfícies de saída, iniciando-se a partir das arestas principal de corte e transversal, evidenciou a presença de material (liga Al-Mg-Si 6351 T6) aderido antes do processo de decapagem. As observações foram similares nas vistas laterais (Figura 58 (c) e (d)), com adesão de material na guia (ou aresta secundária de corte) de ambas as ferramentas de corte.

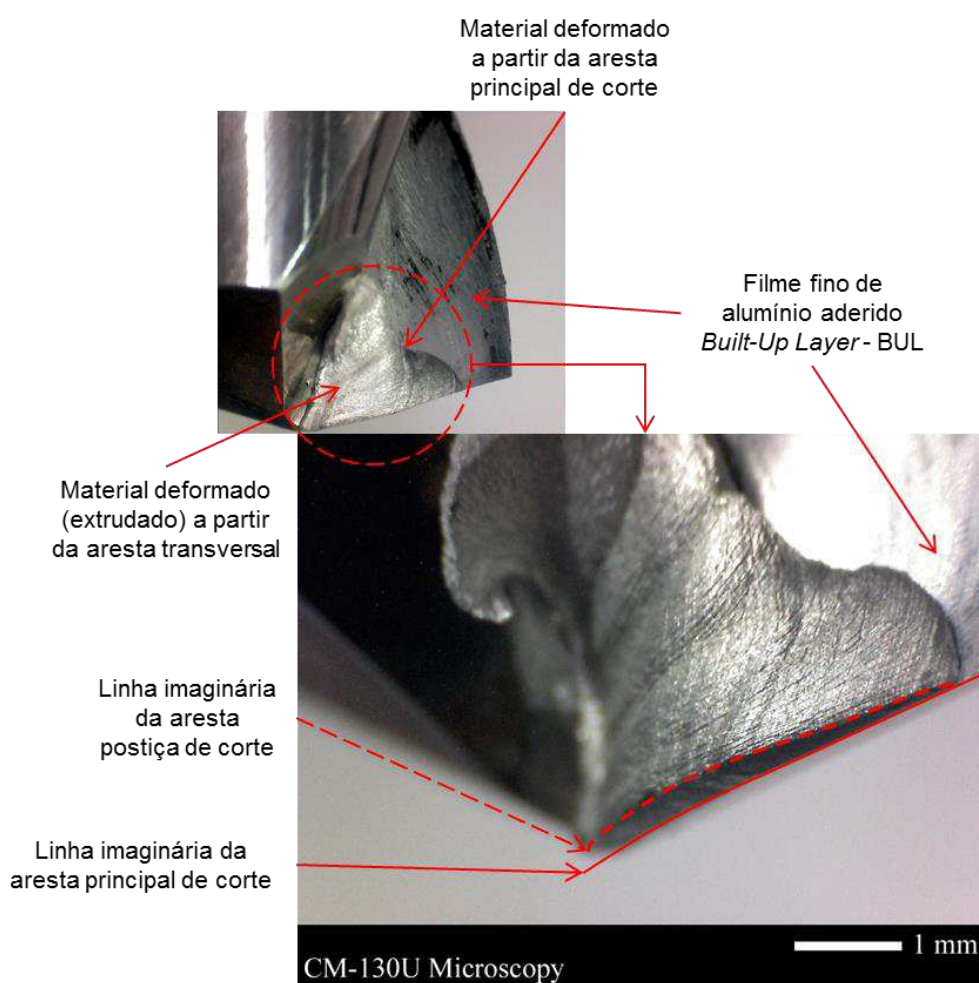
Observou-se na Figura 58 a formação predominante do mecanismo de desgaste adesivo (UDDIN et al., 2018; RUIZ-GARCIA et al., 2019; YAŞAR, 2019), do tipo “adesão secundária/indireta”, que se inicia pela deposição de um filme fino (BUL – *Built-Up Layer*) de alumínio sobre as superfícies em contato com o cavaco formado (GÓMEZ-PARRA et al., 2013). Esse resultado pôde mostrar um aspecto importante da usinagem a seco: o grande desafio de combater os mecanismos de desgastes, em principal, a adesão quando se trata da usinagem de ligas de alumínio (XING et al., 2014; CHETAN et al., 2015). Em análise similar, Al-Tameemi et al. (2021) também observaram a predominância do mecanismo adesivo de alumínio (liga Al6061-T651) sobre 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.

Após a conclusão da 3ª etapa dos ensaios de usinagem foi registrada uma imagem da ferramenta de corte sem revestimento (Figura 59), onde notou-se a adesão de cavaco, aparentemente soldado, que só pôde ser removido pelo processo químico de decapagem. O fato ocorrido poderia indicar a formação de APC, já que a mesma sobrepõe a camada BUL (GÓMEZ-PARRA et al., 2013) e permanece soldada sobre a superfície de saída nas proximidades da aresta principal de corte (PAKTINAT e AMINI, 2018; BARAKAT et al., 2019). Utilizando um método de análise similar, Yıldız e Sur (2021) e Al-Tameemi et al. (2021) observaram a presença de material aderido ao longo das arestas transversal e principal de corte, sendo considerado também como APC.

Também pode ser observado na Figura 59 o aspecto da formação do cavaco, que apresenta alteração na medida em que se afasta do centro da ferramenta para a sua extremidade. Mais próximo do centro da ferramenta, na aresta transversal, nota-se uma deformação mais acentuada que deixa a superfície do cavaco mais ondulada. Já a partir da aresta principal de corte, é suposto que a superfície do cavaco se torna

menos ondulada e assume um perfil mais homogêneo, com marcas (uma rugosidade) que se repetem ao longo do comprimento do cavaco e que remete mais ao efeito do avanço da ferramenta durante a usinagem. Essa análise apresenta coerência com a revisão literária: devido à velocidade de corte tender a zero na medida em que se aproxima do centro da broca, a aresta transversal exerce mais extrusão do que cisalhamento sobre o material de usinagem (TEIXEIRA, 1995; NOVASKI, 1996; SHAW, 2005; STEMMER, 2005; RIVERO et al., 2006; SUGITA et al., 2019).

Figura 59: Segmento de cavaco aderido sobre a ferramenta de corte sem revestimento, observado após o 3º dia de usinagem

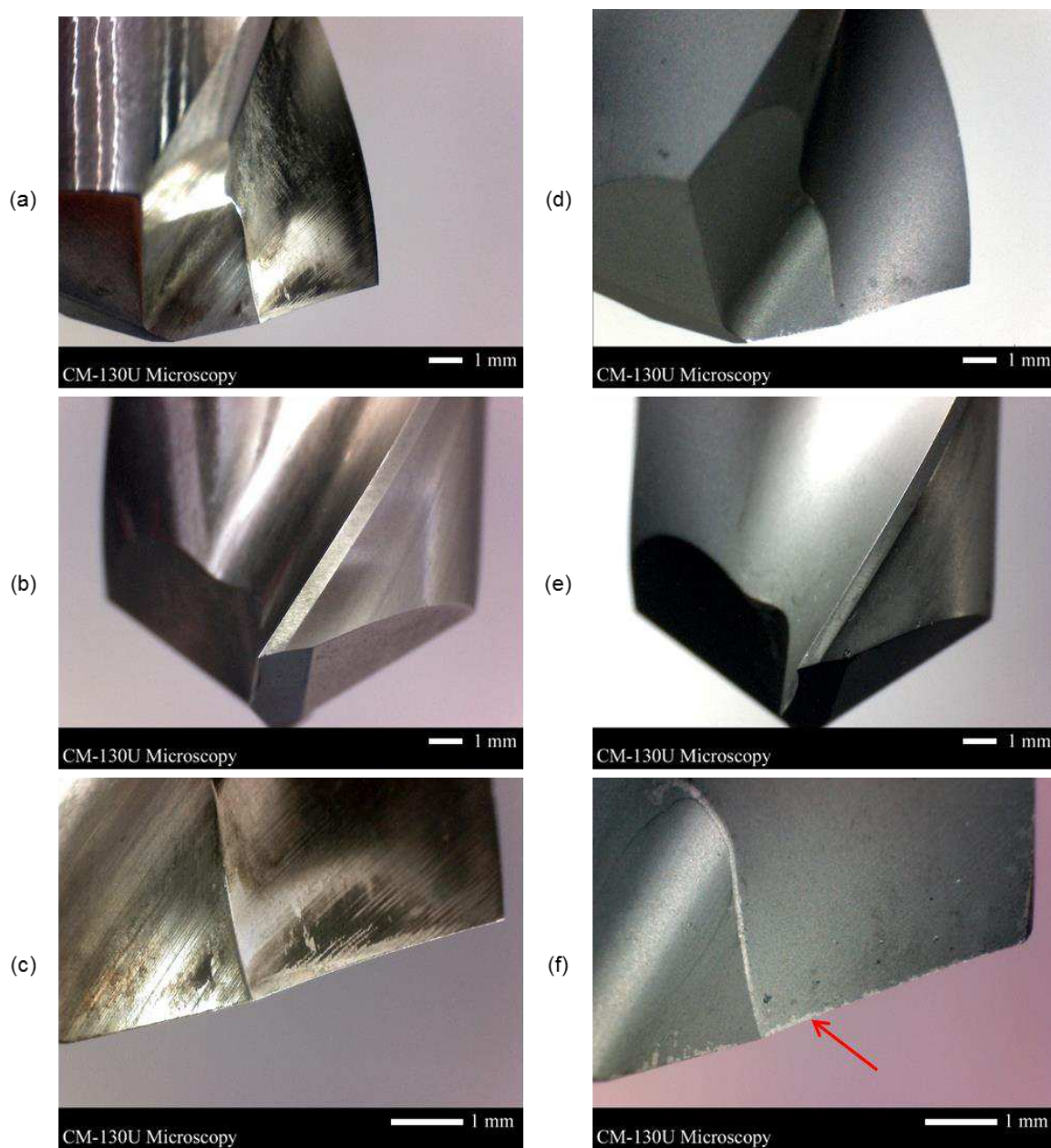


Fonte: Próprio autor.

Na Figura 60 são apresentados os aspectos visuais das ferramentas de corte após realizar os processos diários de decapagem. Não foram observados indícios de desgaste na superfície de saída (Figura 60 (a)), na guia (Figura 60 (b)) e na aresta principal de corte (Figura 60 (c)) da broca sem revestimento. O DLC se manteve íntegro quando observadas as vistas frontal (Figura 60 (d)) e lateral (Figura 60 (e)).

No entanto, dobrando a ampliação do microscópio, foram observadas diferenças de tonalidades próximas às arestas transversal e principal de corte (Figura 60 (f)), podendo ser um indicativo de desgaste da ferramenta de corte.

Figura 60: Características visuais típicas das ferramentas de corte observadas após processo de decapagem, em vista frontal sem (a) e com revestimento (d), vista lateral sem (b) e com revestimento (e) e vista frontal ampliada sem (c) e com revestimento (f)

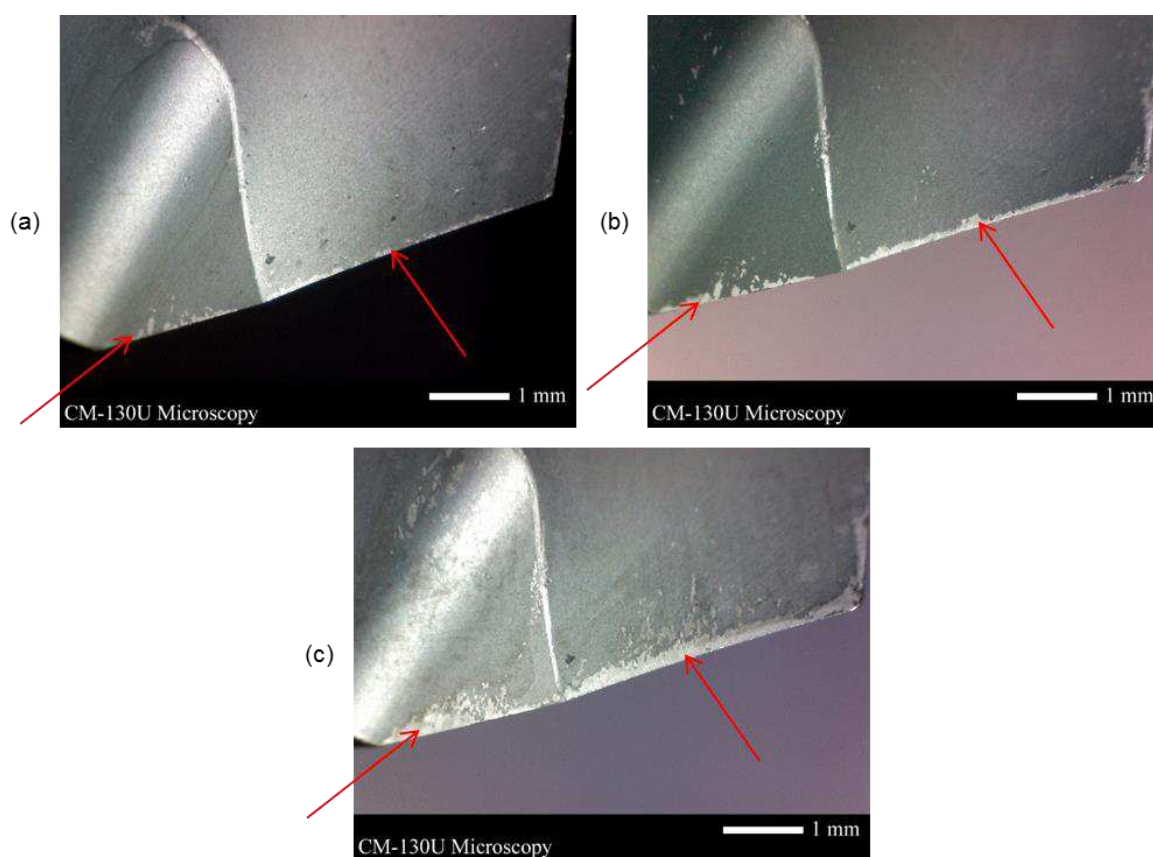


← Possível indicativo de desgaste

Fonte: Próprio autor.

Em sequência à análise da ferramenta revestida com o DLC (Figura 60 (f)), imagens registradas diariamente após o processo de decapagem mostraram que essa região mais clara se iniciou nas arestas e depois se estendeu ao longo da superfície de saída entre o 1º dia (Figura 61 (a)), 2º dia (Figura 61 (b)) e o 3º dia (Figura 61 (c)).

Figura 61: Alterações de integridade do revestimento observadas na ferramenta de corte no 1º dia (a), 2º dia (b) e no 3º dia (c) de usinagem após o processo de decapagem



← Possível indicativo de desgaste

Fonte: Próprio autor.

Com relação à Figura 61, análises complementares seriam necessárias para avaliar se essa região destacada se refere à: (1) exposição do substrato (desplacamento do revestimento) ou; (2) alguma alteração estrutural do revestimento (grau de amorfização). Para a primeira hipótese, a microscopia eletrônica de varredura poderia mostrar a região em maior ampliação, podendo ser observada a existência de alguma diferença de altura (ressalto) entre o substrato e a superfície do revestimento, e/ou diferenciar esses materiais pela espectroscopia de energia dispersiva de raios X. Para a segunda hipótese, as análises Raman e XPS poderiam ser realizadas e depois

comparadas com os resultados apresentados na Figura 49 e na Figura 51, pelas diferenças de razões I_D/I_G e de quantificação das hibridizações sp^2 e sp^3 poderiam indicar alguma modificação do grau de amorfização do DLC.

Essa modificação estrutural do DLC pode ocorrer pelo mecanismo denominado por “grafitização”, em que as hibridizações sp^3 convertem-se para sp^2 devido à pressão de contato na interface do tribossistema (BARCELOS, 2019; MARTINS et al., 2021a). Esse mecanismo é mencionado em alguns estudos tribológicos como o responsável pela redução do coeficiente de atrito, pois o seu produto é um filme fino de grafite ($C-sp^2$) que permanece ativo na interface de contato como um lubrificante sólido (BARCELOS, 2019; KUMAR, Ch. et al., 2020; MARTINS et al., 2021a).

6 CONCLUSÃO

Este trabalho cumpriu o objetivo geral, assim como os objetivos específicos propostos para estudar o comportamento dos parâmetros R_{sk} e R_{ku} na furação a seco da liga Al-Mg-Si 6351 T6, sobre a influência do avanço, da velocidade de corte e do revestimento DLC aplicado sobre o aço-rápido AISI M35.

Os resultados de análise química e do ensaio de dureza foram coerentes com as bases de dados elaboradas no trabalho, possibilitando a confirmação e a comprovação das ligas utilizadas. Na microestrutura da liga Al-Mg-Si 6351 T6 observou-se a presença de precipitados de Mg_2Si dispersos na matriz de alumínio. No aço-rápido AISI M35, as micrografias mostraram a microestrutura formada pela matriz martensítica contendo a dispersão de carbonetos ricos em tungstênio, molibdênio e vanádio. Em análise microscópica eletrônica, observou-se a deposição de uma camada densa de DLC com espessura média aritmética de $1,2 \pm 0,1 \mu m$. O grau de amorfização do DLC correspondeu ao estágio de transição do grafite nanocristalino para o carbono amorfo da classe a-C, com quantificação de C-sp³ em aproximadamente 18%.

Nos resultados estatísticos foi verificada a influência significativa da velocidade de corte em efeito linear sobre R_a e R_q , e em efeito quadrático sobre R_{sk} . O avanço, a variável $f * V_c$ e o Bloco não proporcionaram efeitos significativos. Observou-se contribuições acima de 40% da variável Erro puro, demonstrando que o domínio experimental foi influenciado por outras variáveis desconhecidas e aleatórias. Isso refletiu nos baixos níveis de representatividade obtidos na análise de regressão.

Na RSM, os parâmetro R_a e R_q apresentaram relação inversamente proporcional à velocidade de corte, em acordo com outros estudos realizados. Verificou-se também a transição de R_{sk} , de valores positivos para negativos, com o aumento da V_c . Esses resultados indicaram a hipótese de melhoria de rugosidade em função desse parâmetro de usinagem, tanto na redução da amplitude média das asperezas quanto na redução da predominância de picos acima da linha média. O parâmetro R_{ku} indicou a predominância de picos e vales com extremidades pontiagudas em todo o domínio experimental, principalmente quando maximizado o avanço. Essas características superficiais (R_a ou R_q , R_{sk} e R_{ku}) são interessantes para a fabricação de superfícies tribológicas.

A faixa de valores de assimetria e curtose obtidos no domínio experimental do processo de furação da liga Al-Mg-Si 6351 T6 foram semelhantes aos obtidos no torneamento e no fresamento realizados em outros estudos. No entanto, o mesmo não pode ser afirmado a respeito do comportamento em função dos parâmetros de usinagem. Diante disso, é importante haver mais estudos envolvendo o processo de furação, testando, por exemplo, outras variáveis independentes e/ou níveis distintos dos utilizados no presente trabalho.

O efeito do DLC sobre a rugosidade não foi expressivo e o esperado conforme mencionado na introdução desse trabalho. No entanto, não houve perda de qualidade da textura superficial e, conforme observado na RSM, valores mínimos de R_a tenderam ser obtidos em uma faixa mais ampla de avanço com a ferramenta de corte revestida. Ao avaliar a formação dos mecanismos de desgaste, verificou-se a predominância da adesão em ambas as ferramentas de corte. Próximo às arestas de corte e transversal foram observadas alterações do DLC que, no entanto, não prejudicaram a rugosidade do ponto de vista estatístico. Dessa forma, pode-se supor que o desempenho do revestimento aplicado sobre o aço-rápido durante a usinagem a seco possa ser melhor identificado com a adição de outras variáveis de resposta, como exemplo, a determinação de vida útil e a mensuração dos esforços de usinagem.

Esse trabalho demonstrou o grande desafio que a metodologia da usinagem a seco ainda tem de enfrentar para se consolidar na prática da “manufatura verde”. Quanto ao revestimento, é interessante também estudar qual o seu efeito durante a usinagem após ser constada a formação da BUL sobre a superfície de saída. Esse desafio é visto como positivo, pois torna-se um objeto de estudo científico para proporcionar inovações tecnológicas, tanto em meios acadêmico quanto industrial, incentivar a utilização de técnicas que possam reduzir os impactos ambientais e insalubres, melhorar o desempenho de ferramentas de aço-rápido e ao mesmo tempo possibilitar a redução de custos por aquisição de ferramentas fabricadas com materiais e/ou revestimentos mais nobres.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AAMIR, M.; GIASIN, K.; TOLOUEI-RAD, M.; UD DIN, I.; HANIF, M.I.; KUKLU, U.; PIMENOV, D.Y.; IKHLAQ, M. Effect of cutting parameters and tool geometry on the performance analysis of one-shot drilling process of AA2024-T3. **Metals**. vol. 11, n. 6, p. 854, 2021.
- ABDULLAH, A.H.; MOEY, H.J.M.; YUSOF, N.A. Response surface methodology analysis of the photocatalytic removal of Methylene Blue using bismuth vanadate prepared via polyol route. **Journal of Environmental Sciences**. vol. 24, n. 9, p. 1694-1701, 2012.
- 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.
- ABRAHÃO, A.B.M.R.; REIS, J.F.; BREJAO, S.D.; RIBEIRO, V.G.; COSTA, M.L.; BOTELHO, E.C. Avaliação dos parâmetros tempo, corrente e pressão na soldagem por resistência elétrica de compósitos PEI/fibras contínuas: influência na resistência mecânica. **revista Matéria**, vol. 20, n. 2, p. 530-543, 2015.
- 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.
- ADRIAN, H. A mechanism for effect of vanadium on hardenability of medium carbon manganese steel. **Materials science and technology**. vol. 15, n. 4, p. 366-378, 1999.
- 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.
- 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.
- ALAGARSAMY, S.V.; SAGAYARAJ, S.A.V.; RAVEENDRAN, P. Optimization of Drilling Process Parameters on Surface Roughness & Material Removal Rate by Using Taguchi Method. **International Journal of Engineering Research and General Science**. vol. 4, n. 2, p. 290-298, 2016.
- 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.

ALVES, G.J.T.; MAIA, G.A.R.; ANTUNES, S.R.M.; OLIVEIRA, M.F.; CUNHA, M.T., RODRIGUES, P.R.P. Application of experimental design for AA6351 aluminum alloy anodization and coloring. **Mater. Res. Express**. vol. 6, p. 1-14, 2019.

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.

ANDRADE, S.H. **Desempenho de Diferentes Revestimentos em Brochas de Aço Rápido**. Dissertação (Mestrado). Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2009.

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. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. vol. 2. 10. ed. United States of America: ASM International, 1990a.

ASM, Handbook Committee. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. vol. 1. 10. ed. United States of America: ASM International, 1990b.

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

ASM, Handbook Committee. **Machining**. vol. 16. 9. ed. United States of America: ASM International, 1989.

ASM, Handbook Committee. **Friction, lubrication, and wear technology**. vol. 18. United States of America: ASM International, 1997.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 6506-1**: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Brinell Parte 1: Método de Ensaio. São Paulo, 2019.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 6508-1**: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Rockwell Parte 1: Método de ensaio. São Paulo, 2019.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7000**: Alumínio e suas ligas – Produtos extrudados com ou sem trefilação – Propriedades mecânicas. São Paulo, 2016.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 209**: Alumínio e suas ligas – Composição química. São Paulo, 2010.

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

ASTAKHOV, V.P. **Tribology of Metal Cutting**. 1. ed. Great Britain: Elsevier, 2006.

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.

BADHEKA, K.; BADHEKA, V. Friction Surfacing Of Aluminium on Steel: An Experimental Approach. **Materials Today: Proceedings**. vol. 4, p. 9937-9941, 2017.

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.

BAHÇE, E.; OZEL, C. Experimental investigation of the effect of machining parameters on the surface roughness and the formation of built up edge (BUE) in the drilling of Al 5005. **Tribology in Engineering**. vol. 15, 2013.

BANARU, A.M.; AKSENOV, S.M. Complexity of Molecular Nets: Topological Approach and Descriptive Statistics. **Symmetry**. vol. 14, n. 2, p. 220, 2022.

BANERJEE, D.S.; WAGHMARE, A.V. Polymer Quenching of 41Cr4 Steel for Better Hardness Quality. **International Journal of Science Technology & Engineering**. vol. 5, n. 1, p. 118-122, 2018.

BANERJI, A.; BHOWMICK, S.; ALPAS, A. T. Role of temperature on tribological behaviour of Ti containing MoS₂ coating against aluminum alloys. **Surface and Coatings Technology**. vol. 314, p. 2-12, 2017.

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.

BARCELOS, D.J. **CARACTERIZAÇÃO TRIBOLÓGICA DO REVESTIMENTO ta-C/DLC (CARBONO TIPO DIAMANTE/ AMORFO TETRAÉDRICO NÃO HIDROGENADO) SOBRE AÇO ABNT 52100 EM CONTATO E MOVIMENTO RELATIVO COM ESFERA DE Si₃N₄**. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2019.

BESSERIS, G.J.; KREMMYDAS, A.T. Concurrent multi-response optimization of austenitic stainless steel surface roughness driven by embedded lean and green indicators. **Journal of Cleaner Production**. vol. 85, p. 293-305, 2014.

BHARGAVA, A.K.; BANERJEE, M.K. Hardenability of Steel. **Comprehensive Materials Finishing**. vol. 2, p. 50-70, 2017.

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, A.M.G. **MODELAGEM E SIMULAÇÃO DAS FORÇAS NA FURAÇÃO COM BROCAS HELICOIDAIS A PARTIR DE DADOS OBTIDOS NO TORNEAMENTO DE SEGMENTOS CILÍNDRICOS**. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2010.

BORK, C.A.S. **OTIMIZAÇÃO DE VARIÁVEIS DE PROCESSO PARA A FURAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO DIN 1.4541**. Dissertação (mestrado) - UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA. FLORIANÓPOLIS, 1995.

BRAHMI, M.; BA, M.; HIDRI, Y.; HASSEN, A. Factorial experimental design intended for the optimization of the alumina purification conditions. **Journal of Molecular Structure**. vol. 1157, p. 567-578, 2018.

BRAUN, D.; GREINER, C.; SCHNEIDER, J.; GUMBSCH, P. Efficiency of laser surface texturing in the reduction of friction under mixed lubrication. **Tribology International**. vol. 77, p. 142-147, 2014.

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.

BRIGGS, D.X. **Handbook of Adhesion**. 2. ed. England: John Wiley & Sons, 2005.

BRZEZINKA, T.L.; RAO, J.; PAIVA, J.M.; KOHLSCHEN, 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.

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.

BHUSHAN, B. **Introduction to tribology**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 2013.

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.

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.

CHAKRABORTY, A.; ANDERSON, R.; AHRENKIEL, S.P.; KUSTAS, F.; ASH, J. Numerical estimation of intrinsic stress in physical vapor deposited thin films. **Surface & Coatings Technology**. vol. 350, p. 488-495, 2018.

CHEN, J.L.; JI, P.Y.; YANG, Y.; JIN, C.G.; ZHUGE, L.J.; WU, X.M. The structure and properties of amorphous diamond-like carbon films deposited by helicon wave plasma chemical vapor deposition. **Thin Solid Films**. vol. 709, p. 138167, 2020.

CHEN, L.; LIU, Z.; WANG, B.; SONG, Q.; WAN, Y.; CHEN, L. Surface Characterization and Tribological Performance of Anodizing Micro-Textured Aluminum-Silicon Alloys. **Materials**. vol. 12, p. 1-15, 2019.

CHEN, S.; DONG, X. MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND DAMPING CHARACTERISTICS IN CAST Mg-Al-Si ALLOYS. **Materials and technology**. vol. 52, n. 3, p. 363-366, 2018.

CHEN, X.; WANG, X.; FANG, D. A review on C1s XPS-spectra for some kinds of carbon materials. Fullerenes. **Nanotubes and Carbon Nanostructures**. vol. 28, n. 12, p. 1048-1058, 2020.

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.

CHILDS, T.; MAEKAWA, K.; OBIKAWA, T.; YAMANE, Y. **Metal Machining: Theory and Applications**. 1. ed. Great Britain: Hodder Headline Group, 2000.

CHODUN, R.; NOWAKOWSKA-LANGIER, K.; WICHER, B.; OKRASA, S.; MINIKAYEV, R.; ZDUNEK, K. Reactive sputtering of titanium compounds using the magnetron system with a grounded cathode. **Thin Solid Films**. vol. 640, p. 73-80, 2017.

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

CONAGIN, A. DELINEAMENTOS "COMPOSTOS CENTRAIS ORTOGONAIS, ROTACIONAIS E DIVISÍVEIS EM BLOCOS". **BRAGANTIA**. vol. 41, n. 5, p. 49-56, 1982.

CONDE, F.F.; DIAZ, J.A.Á.; SILVA, G.F.D.; TSCHIPTSCHIN, A.P. Dependence of wear and mechanical behavior of nitrocarburized/CrN/DLC layer on film thickness. **Materials Research**. vol. 22, 2019.

CONNER, B.; JOHNSON, E. Descriptive statistics. **American Nurse Today**. vol. 12, n. 11, p. 52-55, 2017.

CONSTANTINOU, M.; PERVOLARAKI, M.; KOUTSOKERAS, L.; PROUSKAS, C.; PATSALAS, P.; KELIRES, P.; GIAPINTZAKIS, J.; CONSTANTINIDES, G. Enhancing the nanoscratch resistance of pulsed laser deposited DLC films through molybdenum-doping. **Surface & Coatings Technology**. vol. 330, p. 185-195, 2017.

CORRÊA, M. **Um estudo Comparativo do Comportamento das Afições Cônica e Cônica Radial (Racon) em Brocas Helicoidais de Aço Rápido**. Tese (Mestrado) - Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 1996.

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.

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.

DALIBÓN, E.L.; CZERWIEC, T.; TRAVA-AIROLDI, V.J.; GHAFOR, N.; ROGSTRÖM, L.; ODÉN, M.; BRÜHL, S.P. Characterization of DLC coatings over nitrided stainless steel with and without nitriding pre-treatment using annealing cycles. **j mater res technol.** vol. 8, n. 2, p. 1653-1662, 2019.

DAS, R.S.; AGRAWAL, Y.K. Raman spectroscopy: Recent advancements, techniques and applications. **Vibrational Spectroscopy**. vol. 57, p. 163-176, 2011.

DASH, L.; PADHAN, S.; DAS, S.R. Experimental investigations on surface integrity and chip morphology in hard turning of AISI D3 steel under sustainable nanofluid-based minimum quantity lubrication. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**. vol. 42, n. 10, p. 1-25, 2020.

DAUDA, M.; KUBURI, L.S.; OBADA, D.O.; MUSTAPHA, R.I. EFFECTS OF VARIOUS QUENCHING MEDIA ON MECHANICAL PROPERTIES OF ANNEALED 0.509Wt%C -0.178Wt%Mn STEEL. **Nigerian Journal of Technology (NIJOTECH)**. vol. 34, n. 3, p. 506-512, 2015.

DE BOODE, B.; PHILLIPS, C.; LAU, Y.C.; ADOMKEVICIUS, A.; MCGETTRICK, J.; DEGANELLO, D. Glassy carbon manufacture using rapid photonic curing. **Journal of Materials Science**. p. 1-12, 2022.

DE MELO SILVA, W.; MARTINS P.S.; DE CARVALHO, V.E.; DA CRUZ, N.C.; CLAUDINO, E.; CARNEIRO, J.R.G. Improving Precision in Aluminum Alloy Machining Due to the Application of Diamond-Like Carbon Thin Film. **Journal of Tribology**. vol. 143, n. 7, p. 071403, 2021.

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

DELEANU, L.; GEORGESCU, C.; SUCIU, C. A COMPARISON BETWEEN 2D AND 3D SURFACE PARAMETERS FOR EVALUATING THE QUALITY OF SURFACES. **THE ANNALS OF "DUNĂREA DE JOS" UNIVERSITY OF GALAȚI**. vol. 5, p. 5-12, 2012.

DE MOOR, E.; MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G.; MERWIN, M.J. Austenite stabilization through manganese enrichment. **Scripta Materialia**. vol. 64, n. 2, p. 185-188, 2011.

DI SCHINO, A.; CORRADI, M. QUENCHING AND TEMPERING (Q&T) EFFECT ON A STEEL FOR FORGING WITH Cr AND Mo ADDITION. **METALURGIJA**. vol. 4, p. 307-309, 2018.

DING, L.; HE, Y.; WEN, Z.; ZHAO, P.; JIA, Z.; LIU, Q. Optimization of the pre-aging treatment for an AA6022 alloy at various temperatures and holding times. **Journal of Alloys and Compounds**. vol. 647, p. 238-244, 2015.

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

EDMONDS, D.V.; HE, K.; RIZZO, F.C.; DE COOMAN, B.C.; MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G. Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment. **Materials Science and Engineering A**. vol. 438-440, p. 25-34, 2006.

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.

FAIRLEY, N.; FERNANDEZ, V.; RICHARD-POUET, M.; GUILLOT-DEUDON, C.; WALTON, J.; SMITH, E.; FLAHAUT, D.; GREINER, M.; BIESINGER, M.; TOUGAARD, S.; MORGAN, D.; BALTRUSAITIS, J. Systematic and collaborative approach to problem solving using X-ray photoelectron spectroscopy. **Applied Surface Science Advances**. vol. 5, p. 100112, 2021.

FERRARI, A.C.; ROBERTSON, J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon. **PHYSICAL REVIEW B**. vol. 61, n. 20, p. 95-107, 2000.

FIORENTINI, G.; PLANAS, C.; ROSSI, A. Skewness and kurtosis of multivariate Markov-switching processes. **Computational Statistics and Data Analysis**. vol. 100, p. 153-159, 2016.

FLORES, P.; CLARO, J.C.P. **Cinemática de Mecanismos: 1. Introdução ao Estudo de Mecanismos**. Universidade do Minho. Escola de Engenharia Guimarães. 2005. Disponível em <<https://www.google.com/url?sa=t&source=web&rct=j&url=https://repositorio.bc.ufg.br/tede/bitstream/tede/1958/1/Superficies%2520helicoidais.pdf&ved=2ahUKEwibyoWD-NPjAhWuDbkGHArJCeAQFjAaegQIBRAB&usg=AOvVaw1YInxpnBeNGCwMedwAolPc&cshid=1564190628212>>. Acesso em: 26/07/2019.

FUKUGAUCHI, C.S. **METODOLOGIA PARA CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA DE UM AÇO TRIP POR MICROSCOPIA ÓPTICA**. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2010.

GALVIS, J.C.; OLIVEIRA, P.H.F.; HUPALO, M.F.; MARTINS, J.P.; CARVALHO, A.L.M. Influence of friction surfacing process parameters to deposit AA6351-T6 over AA5052-H32 using conventional milling machine. **Journal of Materials Processing Technology**. vol. 245, p. 91-105, 2017.

GARCÍA-JURADO, D.; VAZQUEZ-MARTINEZ, J.M.; GÁMEZ, A.J.; BATISTA, M.; PUERTA, F.J.; MARCOS, M. FVM based study of the Influence of Secondary Adhesion Tool Wear on Surface Roughness of dry turned Al-Cu aerospace alloy. **Procedia Engineering**. vol. 132, p. 600-607, 2015.

GARG, S.; GOYAL, R.K. A Study of Surface Roughness in Drilling of AISI H11 Die Steel using Face Centered Design. **International Journal for Innovative Research in Science & Technology**. vol. 1, n. 12, p. 464-474, 2015.

GAYDAYCHUK, A.V.; LINNIK, S.A.; ZENKIN, S.P. High temperature tribology of heavily boron doped diamond films against steel. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. vol. 88, p. 1-4, 2020.

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.

GHASEMI, A.H.; KHORASANI, A.M.; GIBSON, I. Investigation on the Effect of a Pre-Center Drill Hole and Tool Material on Thrust Force, Surface Roughness, and Cylindricity in the Drilling of Al7075. **Materials**. vol. 11, p. 1-15, 2018.

GHORBANI, M.R.; EMAMY, M.; KHORSHIDI, R.; RASIZADEHGHANI, J.; EMAMI, A.R. Effect of Mn addition on the microstructure and tensile properties of Al–15% Mg₂Si composite. **Materials Science and Engineering: A**. vol. 550, p. 191-198, 2012.

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.

GILL, S.S.; SINGH, J.; SINGH, R.; SINGH, H. Effect of Cryogenic Treatment on AISI M2 High Speed Steel: Metallurgical and Mechanical Characterization. **Journal of Materials Engineering and Performance**. vol. 21, p. 1320-1326, 2012.

GOBBI, S.J.; GOBBI, V.J.; REINKE, G.; MUTERLLE, P.V.; ROSA, D.M. Ultra-low-temperature process effects on microscale abrasion of tool steel AISI D2. **Materials Science and Technology**. vol. 35, n. 11, p. 1355-1364, 2019.

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, D.J.S. **Avaliação de Ferramentas e Condições de Corte na Furação de Laminados Compósitos**. Dissertação (mestrado) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto. 2010.

GONÇALVES, R.A.; SILVA, M.B. Influence of Copper Content on 6351 Aluminum Alloy Machinability. **Procedia Manufacturing**. vol. 1, p. 683-695, 2015.

GORLENKO, O.A. Assessment of surface roughness parameters and their interdependence. **Precision Engineering**. vol. 3, n. 2, p. 105-108, 1981.

GRABE, T.M.; ABRÃO, A.M.; LEAL, C.A.A.; DENKENA, B.; BREIDSTEIN, B.; MEYER, K. INFLUÊNCIA DA OPERAÇÃO DE ROLETEAMENTO SOBRE O ACABAMENTO E A RESISTÊNCIA À FADIGA DO AÇO ABNT 4140. **ACTA MECHANICA ET MOBILITATEM**. vol. 3, n. 6, p. 9-13, 2018.

GSELLMANN, M.; KLÜNSNER, T.; MITTERER, C.; MARSONER, S.; SKORDARIS, G.; BOUZAKIS, K.; LEITNER, H.; RESSEL, G. Near-interface cracking in a TiN coated high speed steel due to combined shear and compression under cyclic impact loading. **Surface & Coatings Technology**. vol. 394, p. 1-6, 2020.

HABIB, N.; SHARIF, A.; HUSSAIN, A.; AAMIR, M.; GIASIN, K.; PIMENOV, D.Y.; ALI, U. Analysis of hole quality and chips formation in the dry drilling process of Al7075-T6. **Metals**. vol. 11, n. 6, p. 891, 2021.

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.

HAMZAH, N.A.; RAZAK, N.A.A.; KARIM, M.S.A.; SALLEH, S.Z. Validation of a roughness parameters for defining surface roughness of prosthetic polyethylene Pe-Lite liner. **Scientific Reports**. vol. 12, n. 1, p. 1-9, 2022.

HAMEED, N.A.; ALI, I.M.; HASSUN, H.K. Calculating Surface Roughness for a Large Scale SEM Images by Mean of Image Processing. **Energy Procedia**. vol. 157, p. 84-89, 2019.

HAMMOND, J.S.; GAARENSTROOM, S.W.; WINOGRAD, N. X-ray photoelectron spectroscopic studies of cadmium-and silver-oxygen surfaces. **Analytical Chemistry**. vol. 47, n. 13, p. 2193-2199, 1975.

HARHOUT, R.; GACEB, M.; HADDAD, S.; AGUIB, S.; BLOUL, B.; GUEBLI, A. Predictive Modelling and Optimisation of Surface Roughness in Turning of AISI1050 Steel Using Polynomial Regression. **Manufacturing Technology**. vol. 20, n. 5, p. 591-602, 2020.

HE, X.; LIAO, W.; WANG, G.; ZHONG, L.; LI, M. Evaluation of hydrodynamic lubrication performance of textured surface from the perspective of skewness and kurtosis. **Industrial Lubrication and Tribology**. vol. 70, n. 5, p. 829-837, 2018.

HIRSCH, J. Recent development in aluminium for automotive applications. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**. vol. 24, p. 1995-2002, 2014.

HODAEI, M.; FARHANG, K. EFFECT OF ROUGH SURFACE ASYMMETRY ON CONTACT ENERGY LOSS IN HIP IMPLANTS. **Journal of Mechanics in Medicine and Biology**. vol. 17, n. 1, p. 1-23, 2017.

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 non-conventional 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.

HU, S.; BRUNETIERE, N.; HUANG, W.; LIU, X.; WANG, Y. Bi-Gaussian surface identification and reconstruction with revised autocorrelation functions. **Tribology International**. vol. 110, p. 185-194, 2017.

HWANG, K.C.; LEE, S.; LEE, H.C. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls Part I: Microstructural analysis. **Materials Science and Engineering A**. vol. 254, p. 282-295, 1998.

ILYUSCHENKO, A.Ph.; FELDSHTEIN, E.E.; LISOVSKAYA, Y.O.; MARKOVA, L.V.; ANDREYEV, M.A.; LEWANDOWSKI, A. On the properties of PVD coating based on nanodiamond and molybdenum disulfide nanolayers and its efficiency when drilling of aluminum alloy. **Surface & Coatings Technology**. vol. 270, p. 190-196, 2015.

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.

JADHAVA, S.S.; KAKDEB, A.S.; PATIL, N.G.; SANKPALD, J.B. Effect of Cutting parameters, Point angle and reinforcement percentage on surface finish, in drilling of AL6061/Al₂O₃p MMC. **Procedia Manufacturing**. vol. 20, p. 2–11, 2018.

JAMES DHILIP, J.D.; JEEVAN, J.; ARULKIRUBAKARAN, D.; RAMESH, M. Investigation and optimization of parameters for hard turning of OHNS steel. **Materials and Manufacturing Processes**. vol. 35, n. 10, p. 1113-1119, 2020.

JEAN, M.D.; LIU, C.W.; YANG, P.H.; HO, W.H. Optimization of Wear Behavior of DLC Coatings through Optimization of Deposition Conditions. **Materials Science**. vol. 26, n. 3, p. 269-280, 2020.

JIANFENG, T.A.O.; CHENGJIN, Q.I.N.; DENG YU, X.I.A.O.; HAOTIAN, S.H.I.; CHENGLIANG, L.I.U. A pre-generated matrix-based method for real-time robotic drilling chatter monitoring. **Chinese Journal of Aeronautics**. vol. 32, n. 12, p. 2755-2764, 2019.

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.

JIMÉNEZ, M.; AGUILAR, J.; MONSALVE-PULIDO, J.; MONTOYA, E. An automatic approach of audio feature engineering for the extraction, analysis and selection of descriptors. **International Journal of Multimedia Information Retrieval**. vol. 10, n. 1, p. 33-42, 2021.

JINNO, M.; ANDO, Y.; BANDOW, S.; FAN, J.; YUDASAKA, M.; IJIMA, S. Raman scattering study for heat-treated carbon nanotubes: The origin of $\approx 1855\text{ cm}^{-1}$ Raman band. **Chemical Physics Letters**. vol. 418, n. 1-3, p. 109-114, 2006.

JOVIČEVIĆ-KLUG, P.; PUŠ, G.; JOVIČEVIĆ-KLUG, M.; ŽUŽEK, B.; PODGORNIK, B. Influence of heat treatment parameters on effectiveness of deep cryogenic treatment on properties of high-speed steels. **Materials Science and Engineering: A**. vol. 829, p. 142157, 2022.

JR, M.C.S.; MACHADO, A.R.; SALES, W.F.; BARROZO, M.A.S.; EZUGWU, E.O. Machining of aluminum alloys: a review. **Int J Adv Manuf Technol**. vol. 86, p. 3067-3080, 2016.

KAÇ, S.; KUSIŃSKI, J. SEM and TEM microstructural investigation of high-speed tool steel after laser melting. **Materials Chemistry and Physics**. vol. 81, p. 510-512, 2003.

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.

KAM, M.; DEMIRTAŞ, M. Analysis of tool vibration and surface roughness during turning process of tempered steel samples using Taguchi method. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering**. vol. 235, n. 5, p. 1429-1438, 2021.

KANG, Y.S.; HAGER, C.H.; EVANS, R.D. Effects of Skewed Surface Textures on Lubricant Film Thickness and Traction. **Tribology Transactions**. vol. 58, p. 397-406, 2015.

KAO, W.H.; SU, Y.L.; HORNG, J.H.; YU, C.C. Effects of pulse power and argon flux flow rate on mechanical and tribological properties of diamond-like carbon coatings prepared using high power impulse magnetron sputtering technology. **Thin Solid Films**. vol. 693, p. 137712, 2020.

KARKALOS, N.E.; KARMIRIS-OBRAĆAŃSKI, P.; KURPIEL, S.; ZAGÓRSKI, K.; MARKOPOULOS, A.P. Investigation on the surface quality obtained during trochoidal milling of 6082 aluminum alloy. **Machines**. vol. 9, n. 4, p. 75, 2021.

KAYAN, B.; GÖZMEN, B. Degradation of Acid Red 274 using H₂O₂ in subcritical water: Application of response surface methodology. **Journal of Hazardous Materials**. vol. 201-202, p. 100-106, 2012.

KAWASEGI, N.; OZAKI, K.; MORITA, N.; NISHIMURA, K.; YAMAGUCHI, M. Development and machining performance of a textured diamond cutting tool fabricated with a focused ion beam and heat treatment. **Precision Engineering**. vol. 47, p. 311-320, 2017.

KAWASEGI, N.; KAWASHIMA, T.; MORITA, N.; NISHIMURA, K.; YAMAGUCHI, M.; TAKANO, N. Effect of texture shape on machining performance of textured diamond cutting tool. **Precision Engineering**. vol. 60, p. 21-27, 2019.

KEELING, J. Graphite: properties, uses and South Australian resources. **MESA Journal**. vol. 84, n. 3, p. 28-41, 2017.

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

KIMURA, T.; SAKAI, K. Effects of adding hydrocarbon gas to a high-power impulse magnetron sputtering system on the properties of diamond-like carbon films. **Thin Solid Films**. vol. 701, p. 137924, 2020.

KHALIFA, H.; MEGAHED, GM.; EL-BITAR, T.; TAHA, MA. Numerical analysis of flow behaviour, grain size prediction and experimental verification of hot rolled ultralow carbon niobium microalloyed steel. **Materialwissenschaft und Werkstofftechnik**. vol. 52, n. 7, p. 725-738, 2021.

KHORSHIDI, R.; HONARBAKHSH-RAOUF, A.; MAHMUDI, R. Microstructural evolution and high temperature mechanical properties of cast Al-15Mg₂Si-xGd in situ composites. **Journal of Alloys and Compounds**. vol. 700, p. 18-28, 2017.

KIMURA, T.; MISHIMA, T.; AZUMA, K.; NAKAO, S. Properties of diamond-like carbon films prepared by high power pulsed sputtering with two facing targets. **Surface & Coatings Technology**. vol. 307, p. 1053-1058, 2016.

KOROTKOV, A.; KOROTKOVA, L.; VIDIN, D. Quality assurance for the production of metal-cutting tools from high-speed steels. **IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering**. vol. 709, n.2, p. 1-6, 2020.

KOUSHA, M.; DANESHVAR, E.; DOPEIKAR, H.; TAGHAVI, D.; BHATNAGAR, A. Box-Behnken design optimization of Acid Black 1 dye biosorption by different brown macroalgae. **Chemical Engineering Journal**. vol. 179, p. 158-168, 2012.

KOVACI, H.; BARAN, Ö.; YETIM, A.F.; BOZKURT, Y.B.; KARA, L.; ÇELİK, A. The friction and wear performance of DLC coatings deposited on plasma nitrided AISI 4140 steel by magnetron sputtering under air and vacuum conditions. **Surface & Coatings Technology**. vol. 349, p. 969-979, 2018.

KRBATA, M.; ECKERT, M.; BARTOSOVA, L.; BARENYI, I.; MAJERIK, J.; MIKUŠ, P.; RENDKOVA, P. Dry Sliding Friction of Tool Steels and Their Comparison of Wear in Contact with ZrO₂ and X46Cr13. **Materials**. vol. 13, n.10, p. 1-21, 2020.

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.

KUBOTA, A.; NAGAE, S.; MOTOYAMA, S. High-precision mechanical polishing method for diamond substrate using micron-sized diamond abrasive grains. **Diamond & Related Materials**. vol. 101, p. 1-10, 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.

KUMAR, S.S.; ERDEMIR, F.; VAROL, T.; KUMARAN, S.T.; UTHAYAKUMAR, M.; CANAKCI, A. Investigation of WEDM process parameters of Al-SiC-B₄C composites using response surface methodology. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**. vol. 3, n. 2, p. 127-135, 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.

KUSHNOORE, S.; NOEL, D.; KAMITKAR, N.; SATISHKUMAR, M. Experimental Investigations on Thrust, Torque and Circularity Error in Drilling of Aluminium Alloy (Al6061). **American Journal of Mechanical and Industrial Engineering**. vol. 1, n. 3, p. 96-102, 2016.

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

LEE, K.B.; YANG, H.R.; KWON, H. Effects of Alloying Additions and Austenitizing Treatments on Secondary Hardening and Fracture Behavior for Martensitic Steels Containing Both Mo and W. **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A**. vol. 32A, p. 1659- 1670, 2001.

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.

LI, J.; WANG, S. Distortion caused by residual stresses in machining aeronautical aluminum alloy parts: recent advances. **Int J Adv Manuf Technol**. vol, 89, p. 997-1012, 2017.

LI, L.; ZHANG, H.; ZHANG, Y.; CHU, P.K.; TIAN, X.; XIA, L.; MA, X. Structural analysis of arc deposited diamond-like carbon films by Raman and X-ray photoelectron spectroscopy. **Materials Science and Engineering B**. vol. 94, p. 95-101, 2002.

LIANG, G.; SCHMAUDER, S.; LYU, M.; SCHNEIDER, Y.; ZHANG, C.; HAN, Y. An Investigation of the Influence of Initial Roughness on the Friction and Wear Behavior of Ground Surfaces. **Materials**. vol. 11, p. 1-22, 2018.

LIANG, J.M.; ZHANG, Z.; JIA, M.T.; CAO, L.; LI, C.G.; GAO, H.Y.; WANG, J.; ZHANG, D.L. The microstructures and tensile mechanical properties of ultrafine grained and coarse grained Al-7Si-0.3Mg alloy rods fabricated from machining chips. **Materials Science & Engineering A**. vol. 729, p. 29-36, 2018.

LIMANDRI, S.; JOSA, V.G.; VALENTINUZZI, M.C.; CHEN, M.E.; CASTELLANO, G. 3D scanning electron microscopy applied to surface characterization of fluorosed dental enamel. **Micron**. vol. 84, p. 54-60, 2016.

LIU, L.; HUANG, J.; HE, X.; WANG, T.; HE, Z.; DU, K.; DIAO, X. Preparation and characterization of high quality diamond like carbon films on Si microspheres. **Materials Letters**. vol. 220, p. 309-312, 2018.

LIU, J.Q.; LI, L.J.; WEI, B.; WEN, F.; CAO, H.T.; PEI, Y.T. Effect of sputtering pressure on the surface topography, structure, wettability and tribological performance of DLC films coated on rubber by magnetron sputtering. **Surface and Coatings Technology**. vol. 365, p. 33-40, 2019.

LOBO, A.O.; MARTIN, A.A.; ANTUNES, E.F.; TRAVA-AIROLDI, V.J.; CORAT, E.J. CARACTERIZAÇÃO DE MATERIAIS CARBONOSOS POR ESPECTROSCOPIA RAMAN. **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**. vol. 24, n. 2, p. 98-103, 2005.

LU, Y.; MAN, W.; WANG, B.; ROSENKRANZ, A.; YANG, M.; YANG, K.; YI, J.; SONG, H.; LI, H.; JIANG, N. (100) oriented diamond film prepared on amorphous carbon buffer layer containing nano-crystalline diamond grains. **Surface & Coatings Technology**. vol. 385, p. 1-5, 2020.

MABUCHI, Y.; HIGUCHI, T.; WEIHNACHT, V. Effect of sp²/sp³ bonding ratio and nitrogen content on friction properties of hydrogen-free DLC coatings. **Tribology international**. vol. 62, p. 130-140, 2013.

MACHADO, A.R; ABRÃO, A.M; COELHO, R.T; SILVA, M.B. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2011.

MACHUNO, L.G.B.; LIMA, A.B.; BUSO, R.R.; ABDANUR, R.M.F.; RANGEL, E.C.; GELAMO, R.V. Desenvolvimento e avaliação de uma fonte DC de alta tensão para utilização em sistema de deposição de filmes finos por pulverização catódica. **revista Matéria**. vol. 21, n. 2, p. 492-500, 2016.

MAHLAMI, C.S.; PAN, X. An Overview on high manganese steel casting. **World Foundry Congress**. p. 1-10, 2014.

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.

MANNINEN, N.K.; RIBEIRO, F.; ESCUDEIRO, A.; POLCAR, T.; CARVALHO, S.; CAVALEIRO, A. Influence of Ag content on mechanical and tribological behavior of DLC coatings. **Surface & Coatings Technology**. vol. 232, p. 440-446, 2013.

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. **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.; AMARAL, D.B.; CRUZ, N.C.D. Study on the Tribological Behavior of Wear and Friction Coefficient on AISI M35 High-Speed Steel with and without DLC Coating. **Materials Research**. vol. 25, 2021a.

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, 2021b.

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.; KROLCZYK, 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.

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.

MERLEN, A.; BUIJNSTERS, J.G.; PARDANAUD, C. A Guide to and Review of the Use of Multiwavelength Raman Spectroscopy for Characterizing Defective Aromatic Carbon Solids: from Graphene to Amorphous Carbons. **Coatings**. vol. 7, p. 1-55, 2017.

MIRANDA, G.W.A. **Uma contribuição ao Processo de Furação sem Fluido de Corte com Broca de Metal Duro Revestida com TiAlN**. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2003.

MIRZAKHANI, B.; PAYANDEH, Y. Combination of sever plastic deformation and precipitation hardening processes affecting the mechanical properties in Al–Mg–Si alloy. **Materials and Design**. vol. 68, p. 127-133, 2015.

MOHANAVEL, V.; RAJAN, K.; KUMAR, S.S.; CHOCKALINGAM, A.; ROY, A.; ADITHIYAA, T. Mechanical and tribological characterization of stir-cast Al-SiCp composites. **Materials Today: Proceedings**. vol. 5, p. 1740-1746, 2018.

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

MONDAI, M.K.; BISWAS, K.; SAHA, A.; MAITY, J. Dry Sliding Wear Behavior of a Novel 6351 Al-Al₄SiC₄ Composite. **Journal of Materials Engineering and Performance**. vol. 24, n. 2, p. 759–770, 2015.

MONTICELLI, C.; BRUNORO, G.; FRIGNANI, A.; ZUCCHI, F. SURFACE-ACTIVE SUBSTANCES AS INHIBITORS OF LOCALIZED CORROSION OF THE ALUMINIUM ALLOY AA 6351. **Corrosion Science**. vol. 32, n. 7, p. 693-705, 1991.

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

MOVCHAN, O.V.; CHORNOIVANENKO, K.O.; MAMUZIĆ, I. Regularities of secondary hardening of highly alloyed iron alloys. 14TH INTERNATIONAL SYMPOSIUM OF CROATIAN METALLURGICAL SOCIETY. **METALURGIJA**. vol. 59, p. 424, 2020.

MÜNZ, W.D.; ZUFRASS, T. Industrial scale deposition of well adherent superhard and low friction C-DLC coatings grown by HIPIMS and anode assisted unbalanced magnetron sputtering. **Surface and Coatings Technology**. vol. 387, p. 125485, 2020.

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.

NAKAO, S.; KIMURA, T.; SUYAMA, T.; AZUMA, K. Conductive diamond-like carbon films prepared by high power pulsed magnetron sputtering with bipolar type plasma based ion implantation system. **Diamond & Related Materials**. vol. 77, p. 122-130, 2017.

NAM, N.D.; KIM, J.G. Effect of niobium on the corrosion behaviour of low alloy steel in sulfuric acid solution. **Corrosion science**. vol. 52, n. 10, p. 3377-3384, 2010.

NICK, T.G. Descriptive statistics. **Topics in biostatistics**. p. 33-52, 2007.

NILKAR, M.; GHODSI, F.E.; JAFARI, S.; THIRY, D.; SNYDERS, R. Effects of nitrogen incorporation on N-doped DLC thin film electrodes fabricated by dielectric barrier discharge plasma: Structural evolution and electrochemical performances. **Journal of Alloys and Compounds**. vol. 853, p. 157298, 2021.

NOVASKI, O. **Contribuições ao processo de furação com brocas helicoidais**. Tese (Livre Docência) - Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 1996.

OKAY, F.; ISLAK, S.; TURGUT, Y. Investigation of machinability properties of aluminium matrix hybrid composites. **Journal of Manufacturing Processes**. vol. 68, p. 85-94, 2021.

OLIVEIRA, C.J. **Avaliação da Influência de Sistemas de Filtragem Aplicados a Topografia de Superfície em Usinagens**. Dissertação (mestrado) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerias. Belo Horizonte, 2004.

OLIVEIRA, R.O.M.; ROCHA, O.F.L. TRATAMENTO TÉRMICO DE PRECIPITAÇÃO - T6 APLICADO EM RODA DE LIGA LEVE DE MOTOCICLETA. **HOLOS**, vol. 5, p. 372-382, 2014.

OLIVER, W.C.; PHARR, G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **Journal of materials research**. vol. 7, n. 6, p. 1564-1583, 1992.

OPRIME, P.C.; PUREZA, V.M.M.; OLIVEIRA, S.C. Sequenciamento sistemático de experimentos fatoriais como alternativa à ordem aleatória. **Gest. Prod., São Carlos**. vol. 24, n. 1, p. 108-122, 2017.

PALANIVEL, R.; MATHEWS, P.K.; DINAHARAN, I.; MURUGAN, N. Mechanical and metallurgical properties of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys. **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**. vol. 24, p. 58-65, 2014.

PANDA, S.; CHOWDHURY, S.K.R.; SARANGI, M. Effects of non-Gaussian counter-surface roughness parameters on wear of engineering polymers. **Wear**. vol. 332-333, p. 827-835, 2015.

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

PELCASTRE, L.; HARDELL, J.; COURBON, C.; PRAKASH, B. Tribological behaviour of Al-Si-coated ultra-high-strength steel during interaction with tool steel at elevated temperatures: Influence of tool steel surface topography parameters on galling. **Proc IMechE Part B: J Engineering Manufacture**. vol. 229, n. 8, p. 1373-1384, 2015.

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, J.; LIAO, J.; PENG, Y.; XIAO, Y.; HUANG, J.; LI, L. Enhancement of sp³ C Fraction in Diamond-like Carbon Coatings by Cryogenic Treatment. **Coatings**. vol. 12, n. 1, p. 42, 2022.

PEREZ, B.; ECHEBERRIA, J. Influence of abrasives and graphite on processing and properties of sintered metallic friction materials. **Heliyon**. vol. 5, p. 1-12, 2019.

PEREIRA, R.B.D.; SILVA, L.A.; LAURO, C.H.; BRANDÃO, L.C.; FERREIRA, J.R.; DAVIM, J.P. Multi-objective robust design of helical milling hole quality on AISI H13 hardened steel by normalized normal constraint coupled with robust parameter design. **Applied Soft Computing Journal**. vol. 75, p. 652-685, 2019.

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.; SEDLAČEK, M.; ŽUŽEK, B.; GUŠTIN, A. Properties of Tool Steels and Their Importance When Used in a Coated System. **Coatings**. vol. 10, n. 3, p. 1-17, 2020.

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, C.; CRISTEA, D.; BITA, B.; CRISTESCU, R.; CRACIUN, D.; CHIOIBASU, G.D.; LUCULESCU, C.; PAUN, I.; DUTA, L.; POPESCU, A.C. An Experimental Study on Nano-Carbon Films as an Anti-Wear Protection for Drilling Tools. **Coatings**. vol. 228, n. 7, p. 1-15, 2017.

POPOV, I.V.; GÖRNE, A.L.; TCHOUGRÉEFF, A.L.; DRONSKOWSKI, R. Relative stability of diamond and graphite as seen through bonds and hybridizations. **Phys.Chem.Chem.Phys.** vol. 21, p. 10961-1069, 2019.

RAHIM, E.A.; SASAHARA, H. A study of the effect of palm oil as MQL lubricant on high speed drilling of titanium alloys. **Tribology International**. vol. 44, p. 309-317, 2011.

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.

REDDY, M.R.; MURTHY, L.S.; KUMAR, P.R.; RAO, G.K.M. Ramalinga et al. Comparative study of theoretical and practical surface roughness profiles produced in turning. **Int J Adv Eng Technol**. vol. 3, n. 1, p. 89-99, 2012.

REN, Y.; ERDMANN, I.; KÜZÜN, B.; DEUERLER, F.; BUCK, V. Effect of deposition parameters on wear particle size distribution of DLC coatings. **Diamond & Related Materials**. vol. 23, p. 184-188, 2012.

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.

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.

ROUTARA, B.C.; BANDYOPADHYAY, A.; SAHOO, P. Roughness modeling and optimization in CNC end milling using response surface method: effect of workpiece material variation. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. vol. 40, n. 11, p. 1166-1180, 2009.

ROY, S.; WHITE, D.; SUNDARARAJAN, S. Correlation between evolution of surface roughness parameters and micropitting of carburized steel under boundary lubrication condition. **Surface & Coatings Technology**. vol. 350, p. 445-452, 2018.

RUIZ-GARCIA, R.; ARES, P.F.M.; VAZQUEZ-MARTINEZ, J.M.; GÓMEZ, 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.

SAGLAM, H.; YALDIZ, S.; UNSACAR, F. The effect of tool geometry and cutting speed on main cutting force and tool tip temperature. **Materials and Design**. vol. 28, p. 101-111, 2007.

SAHOO, C.; GUPTA, A.K. Optimization of photocatalytic degradation of methyl blue using silver ion doped titanium dioxide by combination of experimental design and response surface approach. **Journal of Hazardous Materials**. vol. 215-216, p. 302-310, 2012.

SAKHIYA, J.K.; ROLA, L.M. A Review on Cutting Parameters of Drilling Operation. **International Journal of Futuristic Trends in Engineering and Technology**. vol. 1, n. 2, p. 62-65, 2014.

SALAH, N.; ALSHAHRIE, A.; IQBAL, J.; HASAN, P.M.Z.; ABDEL-WAHAB, M.Sh. Tribological behavior of diamond-like carbon thin films deposited by the pulse laser technique at different substrate temperatures. **Tribology International**. vol. 103, p. 274-280, 2016.

SAMUEL, A.U.; ARAOYINBO, A.O.; ELEWA, R.R.; BIODUN, M.B. Effect of Machining of Aluminium Alloys with Emphasis on Aluminium 6061 Alloy—A Review. In: **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**. p. 012157, 2021.

SARMIENTO, M.G.C. **Análise de cumeieira de superfícies de resposta de segunda ordem para a otimização de processos e produtos usando planejamento de experimentos**. Dissertação (mestrado) – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2014.

SEDLAČEK, M.; VILHENA, L.M.S.; PODGORNIK, B.; VIŽINTIN, J. Surface Topography Modelling for Reduced Friction. **Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering**. vol. 57, n. 9, p. 674-680, 2011.

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, 2012a.

SEDLAČEK, M.; PODGORNIK, B.; VIŽINTIN, J. Planning surface texturing for reduced friction in lubricated sliding using surface roughness parameters skewness and kurtosis. **Proc IMechE Part J: J Engineering Tribology**. vol. 226, n. 8, p. 661-667, 2012b.

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.

SEGUNDO, E.H.; VERRAN, G.O.; BATISTA, G.M. Análise dos efeitos dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial sobre a microestrutura da liga de alumínio A356. **revista Matéria**. vol. 20, n. 4, p. 936-945, 2015.

SEIKH, A.H. (2013). Influence of Heat Treatment on the Corrosion of Microalloyed Steel in Sodium Chloride Solution. **Journal of Chemistry**. 587514. <http://dx.doi.org/10.1155/2013/587514>

SERRA, P.L.C.; FURTADO, A.S.A.; NETO, J.R.B.; SOUSA, R.R.M.; SAMPAIO, W.R.V. A Review of Duplex Treatment Effect on High-Speed Steel Tools Thermal Conductivity And Roughness Analysis. **Journal of Multidisciplinary Engineering Science and Technology (JMEST)**. vol. 7, n. 4, p. 11738-11749, 2020.

SHAW, M.C. **METAL CUTTING PRINCIPLES**. 2. ed. New York: OXFORD UNIVERSITY PRESS, 2005.

SHI, X.; WANG, L.; QIN, F. Relative fatigue life prediction of high-speed and heavy-load ball bearing based on surface texture. **Tribology International**. vol. 101, p. 364-374, 2016.

SHOW, B.K.; MONDAL, D.K.; MAITY, J. Dry Sliding Wear Behavior of a Novel 6351 Al-(Al₄SiC₄ + SiC) Hybrid Composite. **Journal of Materials Engineering and Performance**. vol. 23, n. 3, p. 875-897, 2014.

SILVA, A.M.B. **Estudo do comportamento em fadiga de alto ciclo das ligas de alumínio AA6005 T6, AA6063 T6 e AA6351 T6**. Dissertação (mestrado) - Universidade de São Paulo. São Paulo. Lorena, 2013.

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.; CARNEIRO, J.R.G.; TRAVA-AIROLDI, V.J. XPS, XRD and Laser Raman Analysis of Surface Modified of 6150 Steel Substrates for the Deposition of Thick and Adherent Diamond-like Carbon Coatings. **Materials Research**. vol. 16, n 3, p. 603-608, 2013.

SILVA, W.M.; JESUS, L.M.; CARNEIRO, J.R.; SOUZA, P.S.; MARTINS, P.S.; TRAVA-AIROLDI, V.J. Performance of carbide tools coated with DLC in the drilling of SAE 323 aluminum alloy. **Surface & Coatings Technology**. vol. 284, p. 404-409, 2015.

SILVEIRA, M.L. **FURAÇÃO DE MATERIAL SANDUÍCHE EMPREGANDO BROCAS COM GEOMETRIAS DIFERENTES**. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, 2017.

SILVEIRA, Z.C. **Análise Estatística e Otimização de Parâmetros de Projeto em Componentes de Sistemas Mecânicos**. Tese (Doutorado) - UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS. Campinas/SP, 2003.

SINHA, V.C.; KUNDU, S.; CHATTERJEE, S. Microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar joints of aluminium alloy and pure copper by friction stir welding. **Perspectives in Science**. vol. 8, p. 543-546, 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.

SOLTANI, R.D.C.; REZAEE, A.; KHATAEE, A.R.; SAFARI, M. Photocatalytic process by immobilized carbon black/ZnO nanocomposite for dye removal from aqueous medium: Optimization by response surface methodology. **Journal of Industrial and Engineering Chemistry**. vol. 20, p. 1861-1868, 2014.

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.

SOBCZAK, U.; ADRIAN, H. STUDIES OF THE EFFECT OF QUENCHING OIL ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT TREATED 34CrMo4 STEEL. **Scientific Journal of the TNTU**. vol. 84, n. 4, p. 69-77, 2016.

SOFFRITTI, C.; FORTINI, A.; SOLA, R.; FABBRI, E.; MERLIN, M.; GARAGNANI, G.L. Influence of Vacuum Heat Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of M35 High Speed Steel. **Metals**. vol. 10, n. 5, p. 1-14, 2020.

SREEHARAN, B.N.; KANNAN, T. Investigation on the microstructure and mechanical behaviour of post-weld heat treated AA6351 aluminium weldments. **Mater. Res. Express**. vol. 6, p. 1-10, 2019.

STEMMER, E.C. **Ferramentas de Corte II**. 3. ed. Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina Florianópolis, 2005.

STOUT, K. How smooth is smooth?: Surface measurements and their relevance in manufacturing. **MACH 80 Special Report, The Production Engineer**. 1980.

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.

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.

SZWAJKA, K.; ZIELIŃSKA-SZWAJKA, J.; TRZEPIECINSKI, T. Experimental Study on Drilling MDF with Tools Coated with TiAlN and ZrN. **Materials**. vol. 12, p. 1-21, 2019.

TAVARES, S.S.; BRACARENSE, A.Q. Soldagem de Topo por Fricção entre a Liga de Alumínio 6351-T6 e o Aço SAE 1020 Assistida por Indução Eletromagnética. **Soldagem & Inspeção**. vol. 22, n. 1, p. 24-34, 2017.

TEIXEIRA, C.R. **INFLUÊNCIA DOS ERROS GEOMÉTRICOS DE AFIAÇÃO NAS BROCAS HELICOIDAIS DE AÇO RÁPIDO NA QUALIDADE DOS FUROS PRODUZIDOS**. Dissertação (mestrado) - UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA. Florianópolis, 1995.

THOMAS, S.J.; KALAICHELVAN, K. Comparative study of the effect of surface texturing on cutting tool in dry cutting. **MATERIALS AND MANUFACTURING PROCESSES**. vol. 33, n. 6, p. 683-694, 2018.

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.

TODOROVIC, P.; TADIC, B.; VUKELIC, D.; JEREMIC, M.; RANDJELOVIC, S.; NIKOLIC, R. Analysis of the influence of loading and the plasticity index on variations in surface roughness between two flat surfaces. **Tribology International**. vol. 81, p. 276-282, 2015.

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

TSHABALALA, L.; SONO, O.; MAKOANA, W.; MASINDI, J.; MALULEKE, O.; JOHNSTON, C.; MASETE, S. (2020). Axial fatigue behaviour of additively manufactured tool steels. **Materials Today: Proceedings**. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.04.548>

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

VENEZIA, A.M.; DUCA, D.; FLORIANO, M.A.; DEGANELLO, G.; ROSSI, A. Chemical effect on the XPS spectra of the valence band and on O KLL and Pd MNN Auger spectra in pumice-supported catalysts. **Surface and interface analysis**. vol. 18, n. 8, p. 619-622, 1992.

VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE. **VDI 3198**: Coating (CVD, PVD) of cold forging tools. Germany; 1992.

VERMA, A.; SINGH, P.K. Influence of Heat Treatment on Mechanical Properties of Aisi1040 Steel. **Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE)**. vol. 10, n. 2, p. 32-38, 2013.

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, C.T.; ESCUDEIRO, A.; POLCAR, T.; CAVALEIRO, A.; WOOD, R.J.; GAO, N.; LANGDON, T.G. Indentation and scratch testing of DLC-Zr coatings on ultrafine-grained titanium processed by high-pressure torsion. **Wear**. vol. 306, n. 1-2, p. 304-310, 2013.

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 Mg_2Si in an Al-20 Mg_2Si alloy by a combined addition of yttrium and antimony. **CrystEngComm**. vol. 19, p. 6365-6372, 2017.

WANG, J.; LI, W.; ZHU, H.; ZHU, X.; ZHANG, L. Competitive mechanism of phosphorus capturing between MC-carbide (M= Ti, Mo) and ferrite/martensite interface in dual-phase steel. **Materials Letters**. vol. 283, p. 128820, 2021.

WANG, T.; WANG, L.; ZHENG, D.; ZHAO, X.; GU, L. Numerical Simulation Method of Rough Surfaces Based on Random Switching System. **Journal of Tribology**. vol. 137, p. 1-9, 2015.

WANG, X.; GUO, M.; ZHANG, Y.; XING, H.; LI, Y.; LUO, J.; ZHANG, J.; ZHUANG, L. The dependence of microstructure, texture evolution and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu alloy sheet on final cold rolling deformation. **Journal of Alloys and Compounds**. vol. 657, p. 906-916, 2016.

WANG, Y.; DENG, Y.; DAI, Q.; JIANG, K.; CHEN, J.; GUO, X. Microstructures and strengthening mechanisms of high Fe containing Al-Mg-Si-Mn-Fe alloys with Mg, Si and Mn modified. **Materials Science and Engineering: A**. vol. 803, p. 140477, 2021a.

WANG, Y.; ZHANG, X.; WEI, W.; WAN, X.; LIU, J.; WU, K. Effects of Ti and Cu Addition on Inclusion Modification and Corrosion Behavior in Simulated Coarse-Grained Heat-Affected Zone of Low-Alloy Steels. **Materials**. vol. 14, n. 4, p. 791, 2021b.

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.

WASSENAN, L. **All of Statistics: a concise course in statistical inference**. 1. ed. New York: Springer Science + Business Media, LLC, 2004.

WHITEHOUSE, D.J. Surface metrology. **Meas. Sci. Technol**. vol. 8, p. 955-972, 1997.

WIATROWSKI, A.; KIJASZEK, W.; POSADOWSKI, W.M.; OLESZKIEWICZ, W.; JADCZAK, J.; KUNICKI, P. Deposition of diamond-like carbon thin films by the high power impulse magnetron sputtering method. **Diamond & Related Materials**. vol. 72, p. 71-76, 2017.

WU, Y.M.; LIU, J.Q.; CAO, H.T.; WU, Z.Y.; WANG, Q.; MA, Y.P.; WEN, J.F.; PEI, Y.T. On the adhesion and wear resistance of DLC films deposited on nitrile butadiene rubber: A Ti-C interlayer. **Diamond and Related Materials**. vol. 101, p. 107563, 2020.

XING, Y.; DENG, J.; ZHAO, J.; ZHANG, G.; ZHANG, K. Cutting performance and wear mechanism of nanoscale and microscale textured Al₂O₃/TiC ceramic tools in dry cutting of hardened steel. **Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials**. vol. 43, p. 46–58, 2014.

XIONG, Y.; WENHU, W.A.N.G.; YAOYAO, S.H.I.; JIANG, R.; CHENWEI, S.H.A.N.; XIAOFEN, L.I.U.; KUNYANG, L.I.N. Investigation on surface roughness, residual stress and fatigue property of milling in-situ TiB₂/7050Al metal matrix composites. **Chinese Journal of aeronautics**. vol. 34, n. 4, p. 451-464, 2021.

XUE, H.; LI, J.; XIA, Y.; WAN, Y.; CHEN, L.; LV, C. Mechanism of phosphorus enrichment in dephosphorization slag produced using the technology of integrating dephosphorization and decarburization. **Metals**. vol. 11, n. 2, p. 216, 2021.

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.

YILDIZ, T.; SUR, G. Investigation of drilling properties of AA7075/Al₂O₃ functionally graded materials using gray relational analysis. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**. vol. 235, n. 9, p. 1384-1398, 2021.

YIN, B.; ZHOU, H.; XU, B.; JIA, H. The influence of roughness distribution characteristic on the lubrication performance of textured cylinder liners. **Industrial Lubrication and Tribology**. vol. 71, n. 3, p. 486-493, 2019.

YONGFAN, L.; SHUAI, Z.; JING, W. Research on the Optimization Design of Motorcycle Engine Based on DOE Methodology. **Procedia Engineering**. vol. 174, p. 740-747, 2017.

YU, H.C.; WANG, H.Y.; CHEN, L.; LIU, F.; WANG, C.; JIANG, Q.C. Heterogeneous nucleation of Mg₂Si on CaSb₂ nucleus in Al–Mg–Si alloys. **CrystEngComm**, vol. 17, p. 7048-7055, 2015.

ZDUNEK, K.; CHODUN, R.; WICHER, B.; NOWAKOWSKA-LANGIER, K.; OKRASA, S. Characterization of sp³ bond content of carbon films deposited by high power gas injection magnetron sputtering method by UV and VIS Raman spectroscopy. **Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy**. vol. 194, p. 136-140, 2018.

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, L.; WANG, Y.; YANG, X.; LI, K.; NI, S.; DU, Y.; SONG, M. Texture, Microstructure and Mechanical Properties of 6111 Aluminum Alloy Subject to Rolling Deformation. **Materials Research**. vol. 20, n. 5, p. 1360-1368, 2017.

ZHANG, L.; ZHAO, C.; QIAN, F.; DHUPIA, J.S.; WU, M. A Variable Parameter Ambient Vibration Control Method Based on Quasi-Zero Stiffness in Robotic Drilling Systems. **Machines**. vol. 9, n. 3, p. 67, 2021.

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, 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. **Heat Treatment and Surface Engineering**. vol. 1, n. 1-2, p. 83-86, 2019.

ZHONG, W.; ZHAO, D.; WANG, X. A comparative study on dry milling and little quantity lubricant milling based on vibration signals. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**. vol. 50, p. 1057-1064, 2010.

ZHOU, Y.; GUO, P.; SUN, L.; LIU, L.; XU, X.; LI, W.; LI, X.; LEE, K.; WANG, A. Microstructure and property evolution of diamond-like carbon films codoped by Al and Ti with different ratios. **Surface & Coatings Technology**. vol. 361, p. 83-90, 2019.

ZHU, Z.; GUO, K.; SUN, J.; LI, J.; LIU, Y.; ZHENG, Y.; CHEN, L. Evaluation of novel tool geometries in dry drilling aluminium 2024-T351/titanium Ti6Al4V stack. **Journal of Materials Processing Tech**. vol. 259, p. 270-281, 2018.

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.

APÊNDICE A

O Manual do Usuário do rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-210 especifica que para avaliar as condições normais para operação é necessário verificar se a dispersão dos valores de R_a está na faixa de $\pm 0,05\mu\text{m}$, realizando medições repetitivas em um mesmo ponto. Contudo, quando o ponto mensurado da superfície do padrão de rugosidade for alterado durante a repetição das medições, é permissível a dispersão de até $\pm 0,09$ ($\pm 3\%$ do valor nominal).

Baseado nessas informações, medições foram realizadas em 25 pontos distintos sobre a superfície padrão (Figura 62), iniciando-se em uma das extremidades até a outra oposta com deslocamentos laterais de aproximadamente um (01) milímetro.

Figura 62: Superfície padrão de rugosidade Mitutoyo, $R_a = 2,97\mu\text{m}$



Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 20 são apresentados os parâmetros selecionados para realização das medições. Os equipamentos utilizados foram: rugosímetros Mitutoyo SURFTEST SJ-210 (1) e Mahr Surf GD 2 (2). Tomou-se como referência o equipamento Mahr Surf

GD 2, pois o mesmo já apresentava um certificado de calibração do laboratório responsável (ver Figura 63).

Tabela 20: Parâmetros utilizados para realização da calibração

Parâmetro	Descrição
Norma padrão de medição	ISO 1997
Perfil de avaliação	R
Filtro	GAUSS
Comprimento do <i>cut-off</i> (mm)	2,50
Comprimento de entrada do apalpador (mm)	1,25
Comprimento de saída do apalpador (mm)	1,25
Nº de <i>cut-offs</i>	5
Comprimento total de avaliação (mm)	12,50
Deslocamento total do apalpador (mm)	15,00
Velocidade de medição (mm/s)	0,5
Parâmetro de rugosidade avaliado	R _a
Padrão de rugosidade - R _a (µm)	2,97
Temperatura do ambiente (°C)	≈ 22

Fonte: Próprio autor.

Figura 63: Certificado de calibração do equipamento Mahr Surf GD 2



Fonte: Próprio autor.

Os valores do parâmetro R_a, mensurados sobre a superfície padrão, são apresentados na Tabela 21. Quando utilizado o SURFTEST SJ-210, a rugosidade apresentou resultados entre 2,96µm e 2,99µm. Valores de 2,98µm a 3,03µm foram obtidos com o rugosímetro Mahr Surf GD 2.

Tabela 21: Resultados das medições de R_a realizadas sobre a superfície padrão de rugosidade

Medição	SURFTEST SJ-210	Mahr Surf GD 2
1	2,99	2,99
2	2,98	3,03
3	2,97	3,00
4	2,99	3,00
5	2,99	3,00
6	2,99	2,99
7	2,97	3,01
8	2,98	3,02
9	2,98	3,00
10	2,96	2,98
11	2,97	3,02
12	2,97	3,01
13	2,97	3,00
14	2,96	3,03
15	2,97	3,01
16	2,96	3,01
17	2,97	3,02
18	2,97	3,00
19	2,97	3,00
20	2,97	2,99
21	2,98	2,98
22	2,98	3,02
23	2,99	2,98
24	2,98	3,01
25	2,97	2,99

Fonte: Próprio autor.

Por meio dos resultados apresentados na Tabela 21, quatro parâmetros básicos da estatística descritiva foram calculados conforme mostrado na Tabela 22. O parâmetro R_a apresentou média aritmética de $2,98 \pm 0,01 \mu\text{m}$ e $3,00 \pm 0,01 \mu\text{m}$, respectivamente quando utilizado o SURFTEST SJ-210 e o Mahr Surf GD 2. Esses valores somados ao desvio padrão apresentam uma diferença percentual de aproximadamente 1% quando comparados ao valor da rugosidade padrão ($R_a = 2,97 \mu\text{m}$). Quando considerada a repetitividade, essa diferença percentual não ultrapassa 2%, valor este também abaixo do limite especificado no Manual do Usuário do rugosímetro Mitutoyo (uma dispersão de até $\pm 3\%$ do valor nominal). O coeficiente

de variação das medições realizadas (Tabela 22) apresentou um valor máximo de 0,49%, indicando uma dispersão pouco expressiva dos valores absolutos individuais em relação à média aritmética.

Tabela 22: Resultados gerais da estatística descritiva das medições de rugosidade

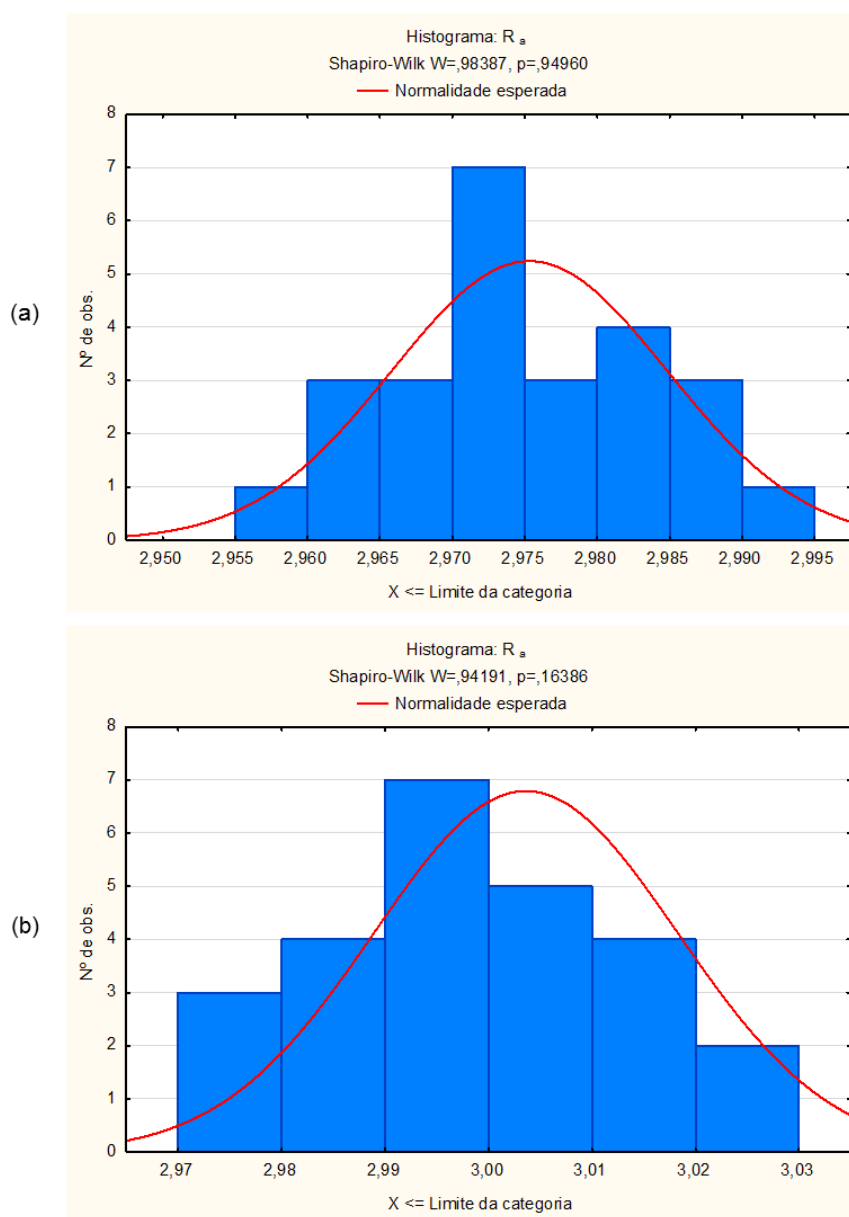
Equipamento	Média aritmética (μm)	Desvio Padrão (μm)	Repetitividade à probabilidade de 95% (μm)	CV (%)
SURFTEST SJ-210	2,98	0,01	0,02	0,31
Mahr Surf GD 2	3,00	0,01	0,03	0,49

Fonte: Próprio autor.

O teste de normalidade de Shapiro (*Shapiro-Wilk's W test*) foi utilizado para verificar a homogeneidade de distribuição dos valores mensurados à uma probabilidade padrão de 95%. Os resultados do teste são apresentados na Figura 64.

Observa-se que a distribuição das ocorrências se assemelha ao perfil da curva gaussiana (linha em vermelho), ou seja, há um maior número de observações na medida em que os valores mensurados são semelhantes ao valor médio representativo (ponto de inflexão da curva gaussiana). Mais importante e assertiva que essa análise visual são os resultados quantitativos do $p\text{-valor}_{\text{calculado}}$ associados ao índice “W” do teste de Shapiro (“p” na Figura 64). Conforme apresentado, os valores de $p\text{-valor}_{\text{calculado}}$ foram de aproximadamente 0,9 e 0,2, respectivamente para os equipamentos SURFTEST SJ-210 e Mahr Surf GD 2. Quando comparados ao $p\text{-valor}_{\text{referência}}$ (0,05), todos os valores apresentados foram maiores e, portanto, foi possível afirmar que as medições realizadas sobre a superfície padrão apresentaram distribuições homogêneas, similares à distribuição gaussiana.

Figura 64: Histogramas da variável R_a obtidos no teste de normalidade de Shapiro: rugosímetros SURFTEST SJ-210 (a) e Mahr Surf GD 2 (b)



Fonte: Próprio autor.

Após confirmar a normalidade das medições realizadas com os equipamentos, o teste de hipótese paramétrico *t-Student Test* foi aplicado para avaliar a similaridade dos valores de R_a em padrão de confiabilidade de 95%. Conforme apresentado na Tabela 23, por meio dos dados válidos para análise, um índice de *t-Student* igual a -8,08 foi obtido ao comparar os grupos (equipamentos de medição) com seus devidos valores representativos. Associado a esse índice, o valor de $p\text{-valor}_{\text{calculado}}$ foi determinado em 0,00. Sendo menor que 0,05, rejeitou-se a hipótese nula de

similaridade estatística e, portanto, foi possível confirmar diferença significativa entre as medições realizadas com os equipamentos.

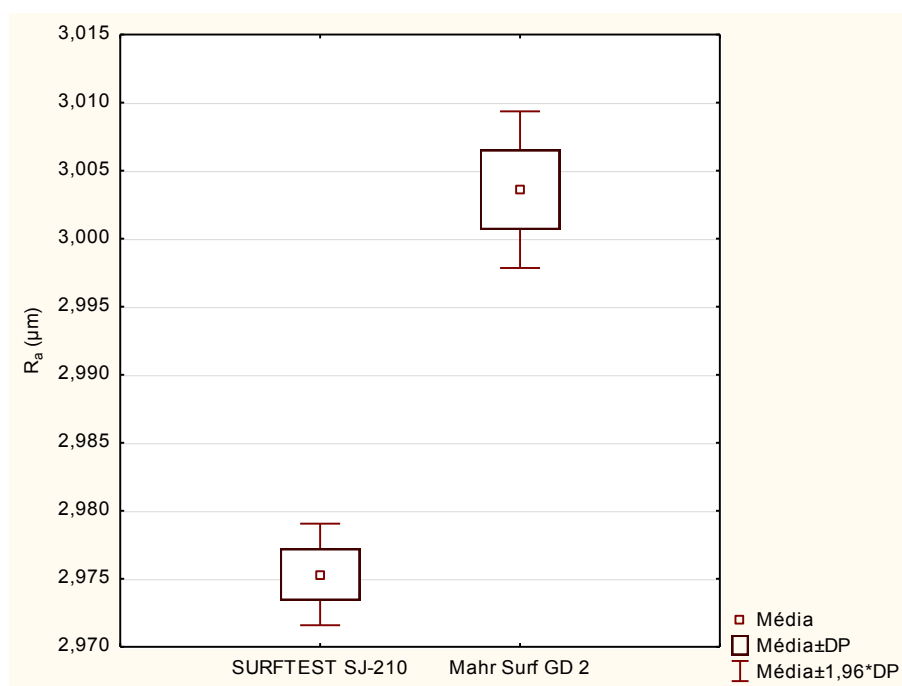
Tabela 23: Resultado estatístico de hipótese não paramétrico *Mann-Whitney U Test*

Equipamento	Nº de dados válidos	Graus de liberdade	Valor representativo (μm)	t-Student	p-valor _{calculado}
SURFTEST SJ-210	25	48	2,98	-8,08	0,00
Mahr Surf GD 2			3,00		

Fonte: Próprio autor.

A diferença estatística confirmada na Tabela 23 é apresentada graficamente na Figura 65. A diferença percentual entre os valores médios aritméticos foi menor que 1%.

Figura 65: Comparação entre os resultados representativos de R_a obtidos com os equipamentos de medição



Fonte: Próprio autor.

A partir do resultado do teste de hipótese, cabe avaliar se o nível de até 1% é aceitável ou não para cada tipo de aplicação metrológica. Considerando a utilização do equipamento SURFTEST SJ-210 para fins acadêmicos de pesquisa, por exemplo, os resultados obtidos podem indicar a validação satisfatória do mesmo.