



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

RAYANNE SAMARA DE SOUSA REINALDO

**EFEITOS DA VARIAÇÃO DA VELOCIDADE DE CORTE E DO RAIO DE
GUME EM SUPERFÍCIES TORNEADAS DE COMPÓSITOS
AUTOLUBRIFICANTES**

FLORIANÓPOLIS

2023

Rayanne Samara de Sousa Reinaldo

**EFEITOS DA VARIAÇÃO DA VELOCIDADE DE CORTE E DO RAIO DE
GUME EM SUPERFÍCIES TORNEADAS DE COMPÓSITOS
AUTOLUBRIFICANTES**

Dissertação submetida ao Programa de
Pós-graduação em Engenharia Mecânica
da Universidade Federal de Santa
Catarina para a obtenção do título de
Mestre em Engenharia Mecânica
Orientador: Prof. Rolf Bertrand
Schroeter, Dr. Eng.
Coorientador: Dr. Eng. Felipe Gustavo
Ebersbach

Florianópolis

2023

Ficha de identificação da obra

Reinaldo, Rayanne Samara de Sousa
Efeitos da variação da velocidade de corte e do raio de gume
em superfícies torneadas de compósitos autolubrificantes /
Rayanne Samara de Sousa Reinaldo ; orientador, Rolf Bertrand
Schroeter, coorientador, Felipe Gustavo Ebersbach, 2023.
111 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa
Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica, Florianópolis, 2023.

Inclui referências.

1. Engenharia Mecânica. 2. Compósito autolubrificante. 3.
Usinagem. 4. Velocidade de corte. 5. Raio de gume. I. Schroeter,
Rolf Bertrand . II. Ebersbach, Felipe Gustavo . III.
Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-
Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.

Rayanne Samara de Sousa Reinaldo

Efeitos da variação da velocidade de corte e do raio de gume em superfícies torneadas de compósitos autolubrificantes

O presente trabalho em nível de mestrado foi avaliado e aprovado por banca examinadora composta pelos seguintes membros:

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

Prof. Milton Pereira, Dr. Eng
Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Rodrigo Perito Cardoso, Dr.
Universidade Federal de Santa Catarina

Dra. Eng. Tatiana Bendo
Universidade Federal de Santa Catarina

Certificamos que esta é a **versão original e final do trabalho** de conclusão que foi julgado adequado para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Prof. Henrique Simas, Dr. Eng.
Coordenação do Programa de Pós-Graduação

Prof. Rolf Bertrand Schroeter, Dr. Eng.
Orientador

Florianópolis, 2023

Este trabalho é dedicado ao meu papai,
Sebastião Reinaldo, que sempre me
acompanhará em todos os meus passos.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, pela força diante das várias mudanças e pela coragem de enfrentar meus medos.

À minha família, sobretudo a minha mãe, Rejani Sousa, que sempre confiou em mim e apoiou minhas decisões e ao meu pai, Sebastião Reinaldo, que me deu amor de forma incondicional nos lindos 26 anos que tive a oportunidade de viver em sua presença. Não existem palavras suficientes para descrever meu amor, por vocês dois, que tanto fizeram pela minha educação e minha felicidade. Ao amor da minha vida, meu esposo, Samuel, por ser um exemplo de estudante dedicado e de companheiro de vida.

Ao Professor Rolf Bertrand Schroeter, Dr. Eng., pela orientação, ensinamentos, confiança, paciência e oportunidade concedidos a mim.

Ao Dr. Eng. Felipe Gustavo Ebersbach, pela orientação, apoio, compreensão, aprendizados e disponibilidade para ajudar na realização de todas as atividades práticas e teóricas deste trabalho.

Aos integrantes do Laboratório de Mecânica de Precisão (LMP) por todo apoio, experiências compartilhadas e amizade, em especial Edália Azevedo e Caroline Dorneles. Sem esse apoio o presente trabalho, provavelmente, não teria se tornado realidade.

À Universidade Federal de Santa Catarina e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, pela oportunidade. Ao Laboratório de Mecânica de Precisão (LMP), Laboratório de Materiais (LABMAT) e ao Laboratório de Prototipagem e Produção de Lotes Pilotos (LP³) pela infraestrutura para a realização deste trabalho.

À empresa ISCAR do Brasil pelo fornecimento das ferramentas utilizadas pelo presente trabalho.

Ao CNPq pelo apoio financeiro através da concessão de bolsa de estudos.

A todos que estiveram comigo de forma direta ou indireta.

RESUMO

O constante avanço dos sistemas mecânicos desempenha um papel crucial no impulso do estudo de novos materiais, visando minimizar o desperdício de energia e, simultaneamente, aprimorar o desempenho funcional. Nesse contexto, a pesquisa sobre compósitos autolubrificantes tem emergido como uma alternativa viável, unindo lubrificação sustentável com sólidas propriedades mecânicas e tribológicas. Esses compósitos são produzidos por meio da metalurgia do pó, permitindo a criação de superfícies que se aproximam consideravelmente das formas finais. No entanto, a metalurgia do pó tem limitações em atingir tolerâncias dimensionais e propriedades superficiais necessárias para garantir a funcionalidade requerida. Por conseguinte, etapas de usinagem são incorporadas à produção desses materiais. Este estudo tem como foco avaliar a influência da variação do raio de corte (ρ), com valores de 3 μm e 46 μm , bem como da velocidade de corte (v_c), nas faixas de 350 m/min, 650 m/min e 850 m/min, na etapa de torneamento. Foram conduzidas análises das superfícies, abordando morfologia, textura, integridade e comportamento tribológico. Verificou-se que o raio de corte da ferramenta e a variação da velocidade de corte impactaram nas componentes da força de usinagem e na qualidade das superfícies geradas. Notou-se considerável alteração nas superfícies usinadas com $\rho = 3 \mu\text{m}$, em comparação com aquelas com $\rho = 46 \mu\text{m}$, sobretudo na rugosidade, evidenciando superfícies menos ásperas com o menor raio de corte. Todavia, nenhuma das superfícies atingiu o limite mínimo de projeto estabelecido de 80% para a fração de apoio ($S_{mr}\%$) abaixo de 3 μm . Testes de torneamento indicaram que as condições com menor raio de corte resultaram em maiores porcentagens de porosidade e depósitos de lubrificante sólido na superfície, independente da velocidade de corte. As camadas afetadas foram minimizadas nessas configurações, devido a menores deformações plásticas. Em decorrência, os resultados dos ensaios tribológicos mostraram que amostras usinadas com raio de corte de 3 μm exibiram coeficientes de atrito dentro do limite de lubricidade ($\mu < 0,2$). Em todas as configurações, a taxa de desgaste das superfícies das amostras superou significativamente a taxa de desgaste da esfera usada como contracorpo, com aumento de pelo menos 450% na taxa de desgaste. A morfologia da pista de desgaste, entretanto, revelou fenômenos tribológicos mais concentrados nos picos de rugosidade.

Palavras-chave: Compósito autolubrificante. Usinagem. Torneamento. Velocidade de corte. Raio de gume.

ABSTRACT

The constant development of mechanical systems significantly contributes to the growth of the study of new materials that minimize energy waste and, simultaneously, improve its functional performance. Thus, self-lubricating composites have become a viable option, combining more sustainable lubrication and good mechanical and tribological properties. The self-lubricating composite is produced from powder metallurgy, which allows obtaining surfaces with shapes very close to the final ones. However, the powder metallurgy process has limitations in achieving dimensional tolerances and surface properties in order to fulfill the desired functionality, thus, machining steps are added to the manufacture of parts with these materials. In this context, the present work aims at evaluating the variation of the cutting edge radius (ρ) in 3 μm and 46 μm and cutting speed (v_c) 350 m/min, 650 m/min and 850 m/min in the turning stage. The surfaces were analyzed regarding morphology, texture, integrity and the tribological behavior. It was found that the cutting edge radius of the used tool and the variation in cutting speed influenced the machining force components, as well as the quality of the obtained surfaces. It was observed that there is a great change in terms of roughness of the machined surfaces using the cutting edge configuration with $\rho = 3 \mu\text{m}$ compared to $\rho = 46 \mu\text{m}$, and less rough surfaces are obtained with the former. Furthermore, none of the studied surfaces were within the defined minimum design limit of 80% for the support fraction condition ($S_{mr}\%$) below 3 μm . Based on turning tests, it was verified that the highest porosity content and solid lubricant deposited on the surface were obtained for the conditions with the smallest cutting edge, regardless of the cutting speed. And the smallest affected layers were observed for these configurations due to the lowest plastic deformations. As a result, the tribological tests showed coefficient of friction values within the lubricity limit ($\mu < 0,2$) for all samples machined with a cutting edge radius of 3 μm . For all analyzed configurations, the wear rate of the surfaces of the samples was much higher than the wear rate of the sphere used as counterbody, showing an increase of at least 450%. However, the morphology of the wear track presented tribological phenomena more localized at the roughness peak.

Keywords: Self-lubricating composite. Machining. Turning. Cutting speed. Cutting edge radius

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Modelo microestrutural de um compósito autolubrificante ideal.....	24
Figura 2. (a) Limites da definição de alta velocidade em relação com o tipo de processo e (b) com o tipo de material.	29
Figura 3. Esquema do processo de torneamento.....	31
Figura 4. Componentes da força de usinagem	32
Figura 5. Componentes da força de usinagem em relação a (a) avanço, (b) velocidade de corte e (c) profundidade de corte, para processos de usinagem com ferramentas de geometria definida.	34
Figura 6. Influência da velocidade de corte na força de corte e força de avanço no torneamento de Aço AISI 1045.	35
Figura 7. (a) Força de corte e (b) desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte no torneamento de um aço 1045 utilizando $f = 0,1$ mm e $a_p = 1$ mm.....	36
Figura 8. Método de caracterização da forma do gume.	37
Figura 9. Influência do raio do gume (ρ) e do avanço (f) na força de corte e na força de avanço no torneamento do titânio Ti6Al4V.....	38
Figura 10. Influência do formato do gume, (a) arredondado e (b) chanfrado.....	39
Figura 11. Representação esquemática de uma superfície.	41
Figura 12. Microestrutura do material compósito autolubrificante sinterizado....	50
Figura 13. Representação do corpo de prova.	51
Figura 14. Fluxograma das etapas do trabalho.....	52
Figura 15. Medições do raio de gume dos insertos estudados obtidas pelo microscópio de foco infinito da marca Alicona, modelo Infinite Focus G (a) $\rho = 3$ μ m e (b) $\rho = 46$ μ m.....	54
Figura 16. Representação da medição da Força de corte (F_c) nos ensaios realizados.	56
Figura 17. Representação dos cortes realizados nos corpos de prova e as marcações das regiões analisadas no diâmetro externo.	57
Figura 18. Imagem da superfície após torneamento (a) MEV com ampliação de 50X; (b) identificação dos poros e lubrificantes sólidos na imagem do MEV.....	58
Figura 19. Área do perfil médio do desgaste na superfície processada.	62
Figura 20. Medição da marca de desgaste do contracorpo.	63

Figura 21. Sinal da Força de avanço (F_f), Força passiva (F_p) e Força de corte (F_c) ao longo do processo de torneamento.	64
Figura 22. Componentes da força de usinagem para $v_c = 350$ m/min.	65
Figura 23. Componentes da força de usinagem para $v_c = 650$ m/min.	66
Figura 24. Componentes da força de usinagem para $v_c = 850$ m/min.	67
Figura 25. Imagem obtida no MEV da (a) superfície sinterizada do compósito autolubrificante e espectro EDX da (b) região 2 e (c) região 3.	68
Figura 26. Imagem obtida no MEV do compósito autolubrificante após torneamento $v_c = 350$ m/min com a condição (a) $\rho = 3 \mu\text{m}$ e (b) $\rho = 46 \mu\text{m}$ e espectro EDX da (c) região 1, (d) região 2 e (e) região 5.	69
Figura 27. Imagem obtida no MEV do compósito autolubrificante após torneamento $v_c = 650$ m/min com a condição (a) $\rho = 3 \mu\text{m}$ e (b) $\rho = 46 \mu\text{m}$ e espectro EDX da (c) região 1, (d) região 2 e (e) região 3.	71
Figura 28. Imagem obtida no MEV do compósito autolubrificante após torneamento $v_c = 850$ m/min com a condição (a) $\rho = 3 \mu\text{m}$ e (b) $\rho = 46 \mu\text{m}$, espectro EDX da (c) região 1, (d) região 2 e (e) região 3.	73
Figura 29. Valores médios da porcentagem de poros mais lubrificantes sólidos na superfície da matéria-prima (sinterizado) e nas superfícies após os processos de torneamento.	74
Figura 30. Topografias das superfícies usinadas por torneamento (a) 350-03 (b) 350-46 (c) 650-03 (d) 650-46 (e) 850-03 e (f) 850-46.	76
Figura 31. Parâmetros de rugosidade de altura das superfícies torneadas nas condições de 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.	77
Figura 32. Parâmetro híbrido de rugosidade S_{dq} para as superfícies torneadas nas condições de 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.	79
Figura 33. Parâmetro espacial S_{tr} para as superfícies torneadas nas condições de 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.	79
Figura 34. Parâmetros funcionais S_{pk} , S_k e S_{vk} da curva de Abbott-Firestone, para as superfícies torneadas 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.	81
Figura 35. Parâmetros de fração de apoio ($S_{mr}\%$) para as superfícies torneadas 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.	83
Figura 36. Integridade da superfície sinterizada.	84
Figura 37. Integridade da superfície usinada para o material após os processos de torneamento nas condições (a) 350-03 e (b) 350-46.	84

Figura 38. Integridade da superfície usinada para o material após os processos de torneamento nas condições (a) 650-03 e (b) 650-46.....	86
Figura 39. Integridade da superfície usinada para o material após os processos de torneamento nas condições (a) 850-03 e (b) 850-46.....	87
Figura 40. Valores médios da espessura de camada afetada das amostras após o torneamento.....	88
Figura 41. Valores médios de coeficiente de atrito para as superfícies sinterizadas e após torneamento.	89
Figura 42. Valores da taxa de desgaste para as superfícies sinterizadas e superfícies torneadas.	92
Figura 43. MEV da pista de desgaste da amostra sinterizada com elétrons secundários (a) e elétrons retroespalhados (b) e espectro EDX na região 1 (c) e na região 2 (d).....	94
Figura 44. MEV da pista de desgaste das amostras torneadas nas condições de 350-03 com elétrons secundários (a) e retroespalhados (b) e 350-46 com elétrons secundários (c) e retroespalhados (d); espectro EDX das regiões 1 e 3 (e) e nas regiões 2 e 4 (f).	95
Figura 45. MEV da pista de desgaste das amostras torneadas nas condições de 650-03 com feixe de elétrons secundários (a) e retroespalhados (b) e 650-46 com elétrons secundários (c) e retroespalhados (d).	97
Figura 46. MEV da pista de desgaste das amostras torneadas nas condições de 850-03 com elétrons secundários (a) e retroespalhados (b) e 850-46 com elétrons secundários (c) e retroespalhados (d).....	99

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Pós utilizados para o desenvolvimento do compósito autolubrificante via compactação de pós.....	49
Tabela 2. Composição química do compósito autolubrificante.	49
Tabela 3. Nomenclatura para amostra de acordo com as condições de trabalho.	55

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
BSE	Feixe de Elétrons Retroespalhados
CNC	Comando Numérico Computadorizado
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
EDX	<i>Energy Dispersive X-ray</i>
HSS	Aço-rápido
ISO	Organização Internacional de Normalização
LabMat	Laboratório de Materiais
LCM	Laboratório de Caracterização Microestrutural
LMP	Laboratório de Mecânica de Precisão
LP ³	Laboratório de Prototipagem e Produção de Lotes Pilotos
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MMC	Máquina de Medir por Coordenadas
NBR	Norma Brasileira
SC	Simplex Compactação
SE	Elétrons Secundários
UFSC	Universidade Federal de Santa Catarina

LISTA DE SÍMBOLOS

Letras maiúsculas

A	[μm^2]	Área
F	[N]	Força
F _c	[N]	Força de corte
F _{cvar}	[N]	Força de corte variável
F _{c∞}	[N]	Força de corte constante
F _f	[N]	Força de avanço
F _p	[N]	Força passiva
K	[-]	Fator K
L _x	[μm]	Largura
L _y	[μm]	Comprimento
R _a	[μm]	Rugosidade média
R _{ku}	[μm]	Coefficiente de achatamento
R _{pk}	[μm]	Rugosidade média dos picos acima da área de contato mínima
R _q	[μm]	Raiz quadrada média
R _{sk}	[μm]	Simetria da superfície
R _{Sm}	[μm]	Espaçamento médio inicial entre picos
R _z	[μm]	Altura média de pico a vale
S _a	[μm]	Média aritmética das alturas
S _{dq}	[-]	Média quadrática da inclinação da superfície
S _k	[μm]	Rugosidade do núcleo do perfil
S _{ku}	[μm]	Coefficiente de achatamento
S _{mr%}	[%]	Fração de apoio
S _{pk}	[μm]	Rugosidade média dos picos acima da área de contato mínima do perfil
S _q	[μm]	Raiz quadrada média
S _{sk}	[μm]	Simetria de superfície
S _{tr}	[-]	Isotropia da superfície
S _{vk}	[μm]	Rugosidade média dos vales abaixo da área de contato mínima do perfil
S _z	[μm]	Altura máxima
S _α	[μm]	Segmento do gume no flanco
S _γ	[μm]	Segmento do gume na superfície de saída

V_{HSC} [m/min] Velocidade limite

Letras minúsculas

a_p [mm] Profundidade de corte

f [mm] Avanço

r_ϵ [mm] Raio de quina

v_c [m/min] Velocidade de corte

z [μm] Altura

Letras gregas

γ [$^\circ$] Ângulo de saída

μ [-] Coeficiente de atrito

ρ [μm] Raio de gume

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
1.1. OBJETIVOS	20
2. ESTADO DA ARTE	21
2.1. LUBRIFICAÇÃO SÓLIDA	21
2.1.1. Compósitos autolubrificantes de matriz metálica	23
2.2. USINABILIDADE	26
2.3. USINAGEM	28
2.3.1. Usinagem de alta velocidade	28
2.3.2. Torneamento	31
2.3.3. Força de usinagem	32
2.3.4. Geometria da ferramenta de corte	36
2.4. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES	41
2.4.1. Textura	42
2.4.2. Integridade	43
2.5. TRIBOLOGIA DE MATERIAIS SINTERIZADOS	45
3. MATERIAIS E MÉTODOS	48
3.1. MATERIAIS	48
3.2. PLANEJAMENTO E EXECUÇÃO EXPERIMENTAL	51
3.2.1. Medição das componentes da força de usinagem	55
3.3. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES	56
3.3.1. Morfologia das superfícies	57
3.3.2. Textura das superfícies	58
3.3.3. Integridade das superfícies	60
3.4. ENSAIOS TRIBOLÓGICOS DAS SUPERFÍCIES	61
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	64
4.1. COMPONENTES DA FORÇA DE USINAGEM	64

4.2. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES USINADAS	67
4.2.1. Análise morfológica das superfícies	68
4.2.2. Análise de textura das superfícies	75
4.2.3. Análise da integridade das superfícies	83
4.3. ANÁLISE TRIBOLÓGICA	89
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS..	101
5.1. CONCLUSÕES	101
5.2. TRABALHOS FUTUROS	103
REFERÊNCIAS	104

1. INTRODUÇÃO

O avanço no desenvolvimento de tecnologias que contribuam para o aumento da eficiência energética de sistemas mecânicos gera um crescimento na procura por novos materiais, os quais requerem, cada vez mais, propriedades físicas e mecânicas otimizadas, aliadas a soluções sustentáveis para a fabricação de componentes.

Uma das maneiras de alcançar essas soluções sustentáveis é aumentando a eficiência energética dos sistemas mecânicos, uma vez que atrito oriundo do contato entre as superfícies em movimento relativo, existentes em quase todos os sistemas mecânicos, dissipa uma parcela significativa da energia empregada. Desse modo, para diminuir as perdas energéticas, novos estudos que melhorem a lubrificação, a superfície e as propriedades dos materiais vêm sendo desenvolvidos [1].

Diante disso, a procura por sistemas mecânicos de baixo atrito e que resistam a situações severas de contato mecânico têm crescido significativamente. Geralmente, há aplicação de lubrificantes a fim de reduzir o atrito entre as superfícies em movimento relativo. Os lubrificantes mais comuns são os líquidos ou graxas. Entretanto, para situações extremas, como altas ou baixíssimas temperaturas, vácuo, radiação e pressões de contato severas, a aplicação de lubrificantes líquidos não é recomendada [2].

Os compósitos autolubrificantes têm se apresentado como uma alternativa viável para as solicitações citadas anteriormente, visto que são capazes de agrupar boas características relacionadas a engenharia de superfície, baixo coeficiente de atrito e propriedades mecânicas satisfatórias [3]. Além disso, esses materiais possuem partículas de lubrificantes sólidos incorporadas em seu volume, proporcionando a redução do coeficiente de atrito, logo também do desgaste, bem como a melhora na estabilidade química e o emprego em diferentes faixas de temperatura [2].

De acordo com Binder [3], uma forma possível de obter compósitos de matriz metálica autolubrificantes com alta resistência mecânica e baixo coeficiente de atrito é através do processo de metalurgia do pó. Uma vantagem desse processo é a capacidade de produção de peças próxima da geometria final (*near net shape*),

contudo, em uma parcela significativa dos casos, a fim de que se alcance a qualidade de superfície desejada, faz-se necessário um processo posterior de acabamento.

Nos casos em que existe a necessidade de um processo de acabamento após a sinterização, a usinagem pode ser aplicada para alcançar a tolerância geométrica, de forma e a qualidade esperada para a superfície. A usinagem é um processo de fabricação caracterizado pela remoção de material da peça sob a forma de cavaco, assegurando-lhe forma, dimensões, rugosidade e integridade da superfície. Contudo, à medida que o processo de usinagem é empregado na peça, a formação do cavaco provoca deformações elásticas e plásticas, além de cargas termomecânicas intensas e reações triboquímicas, as quais acarretam alterações nas características das superfícies, como rugosidade, microestrutura, tensão residual e dureza [4]. Dentre os processos de usinagem, uma opção bastante utilizada nas indústrias do ramo metal-mecânico é o torneamento.

Em sua pesquisa, Ebersbach [5] avaliou os efeitos do torneamento sobre as características da superfície e desempenho tribológico em compósitos autolubrificantes sinterizados, aplicando condições de corte na faixa convencional. Os resultados encontrados pelo autor mostraram que as diferentes geometrias das ferramentas influenciaram nas componentes da força de usinagem, bem como na qualidade das superfícies usinadas. A pesquisa mostrou que as superfícies usinadas tiveram um aumento de 350% no coeficiente de atrito e de 170% na taxa de desgaste quando comparadas com as superfícies apenas sinterizadas. As deformações plásticas impostas pela usinagem levaram ao fechamento de poros e reservatórios de lubrificantes sólidos, sendo isso uma das causas principais dos resultados tribológicos obtidos.

A tecnologia de usinagem de alta velocidade (*High Speed Machining* - HSM) ou alta velocidade de corte (*High Speed Cutting* – HSC), segundo Hajdarevic, Cekic e Kulenovic [6], apresenta vantagens em relação à usinagem com parâmetros de corte convencionais, sendo elas: a redução das forças atuantes durante o processo de usinagem, melhora no acabamento das superfícies obtidas e a redução da formação de rebarbas nos componentes fabricados. Lu *et al.* [7], Schulz [8] e Schulz e Moriwaki [9] comentam que essas vantagens ocorrem devido à rápida saída dos cavacos, o que leva à redução do atrito entre as superfícies em contato (ferramenta de corte e material sendo removido), além da geração de um corte suficientemente rápido para penetrar e retirar o material, reduzindo com isso as deformações. No

entanto, a informação disponível sobre os efeitos do aumento da velocidade de corte na usinagem de compósitos autolubrificantes sinterizados é limitada.

Dentro desse contexto, este estudo concentra-se na análise da influência da velocidade de corte (v_c) em relação ao aumento do raio de gume (ρ) durante o processo de usinagem (torneamento) nas propriedades de superfície de um compósito autolubrificante sinterizado. A abordagem se baseia na avaliação das forças de usinagem presentes no processo, bem como na análise da morfologia, textura, integridade e desempenho tribológico das superfícies usinadas. Isso permitirá uma compreensão mais profunda dos efeitos desses parâmetros cruciais na obtenção das características desejadas do compósito.

1.1. OBJETIVOS

O presente estudo foi desenvolvido no escopo de um projeto mais amplo, que tem por objetivo desenvolver novos materiais metálicos, viabilizando a sustentabilidade e o aumento da eficiência energética. Desse modo, por meio do processo de torneamento, este trabalho investiga os efeitos da variação da velocidade de corte e do raio de gume na qualidade da superfície em compósito autolubrificante de matriz metálica produzido a partir de metalurgia do pó. A partir dessa premissa, fez-se necessária a definição dos seguintes objetivos específicos:

- Avaliar a influência da variação do raio de gume (ρ) e da velocidade de corte (v_c) no fenômeno de corte por meio da análise das componentes da força de usinagem.
- Analisar as propriedades das superfícies processadas quanto à sua morfologia, textura e integridade da superfície após as diferentes configurações de torneamento estudadas.
- Avaliar o desempenho tribológico da superfície quanto ao coeficiente de atrito e a taxa de desgaste, variando os parâmetros de velocidade de corte (v_c) e raio de gume (ρ).

2. ESTADO DA ARTE

Neste capítulo serão descritos os assuntos mais pertinentes para fundamentação do presente trabalho. Desse modo, serão descritas as características do material compósito autolubrificante de matriz metálica, processos de torneamento e Usinagem de Alta Velocidade, análise de superfícies usinadas, além do comportamento tribológico de materiais autolubrificantes.

2.1. LUBRIFICAÇÃO SÓLIDA

Quando há contato e movimento relativo entre superfícies, nelas ocorrerá atrito, e, conseqüentemente, a ação de mecanismos de desgaste. Uma das formas mais aplicadas para minimizar o atrito e a ação desses mecanismos é o uso de uma camada lubrificante entre as superfícies.

No mercado, existem os mais diversos tipos de lubrificantes para diferentes aplicações. Os lubrificantes líquidos e graxos são utilizados em uma boa parcela das aplicações, contudo, quando se necessita expor componentes a elevadas pressões de contato e temperaturas, se faz uso de lubrificantes sólidos para maior controle do desgaste [10, 11].

Os lubrificantes sólidos são empregados em casos considerados severos, ou seja, quando há presença de elevada pressão de contato, altas ou baixas temperaturas, vácuo e radiação, por exemplo [10 - 13]. Os lubrificantes sólidos são materiais que contam com propriedade específica como baixo coeficiente de atrito, sendo capaz de criar camadas devido a sua facilidade em serem cisalhados, e desse modo, impedir o contato entre superfícies em movimento relativo [14]. Além disso, podem ser aplicados em situações com altos níveis de carregamento, visto que o lubrificante sólido não é lançado para fora da região de contato, e assim, se adaptam bem quando existem extremas pressões entre superfícies.

É possível aplicar esses materiais em uma ampla faixa de temperatura (-240 a 1093 °C), uma vez que quando aplicados em condições que apresentam extremas temperaturas, em decorrência da melhor estabilidade térmica, não se tornam viscosos em baixas temperaturas e/ou evaporam-se em temperaturas elevadas. Há também a possibilidade de aplicação em ambientes químicos severos, ou seja, em operações de alta sujeira ou abrasividade [11, 13, 15, 16]. Além disso, os

lubrificantes sólidos podem apresentar outras vantagens em comparação à lubrificação fluida, visto que a lubrificação sólida acaba gerando menor coeficiente de atrito, além de uma menor taxa de troca térmica [10, 17].

Dentre os materiais que podem ser aplicados como lubrificantes sólidos estão os chamados sólidos lamelares (Grafita, Dissulfeto de molibdênio (MoS_2), Dissulfeto de tungstênio (WS_2), Nitreto de boro hexagonal (hBN)), os materiais moles, como chumbo (Pb) e Ouro (Au), por exemplo, e os materiais poliméricos, como o politetrafluoretileno (PFTE). Há também os sólidos baseados em carbono, como *Diamond-Like Carbon* (DLC), dentre outros [3, 15, 16].

Para o presente trabalho, foram utilizados os lubrificantes sólidos lamelares, mais especificamente, o hBN e a grafita, visto que essa classe de lubrificantes tem por característica fortes ligações entre os átomos do mesmo plano cristalino e ligações secundárias fracas entre os átomos de planos adjacentes, favorecendo desse modo o deslizamento dos planos cristalinos de átomos ligados fortemente quando submetidos a uma carga cisalhante [10, 13].

O Nitreto de boro hexagonal (hBN) é uma das estruturas polimórficas do Nitreto de Boro, a qual não é obtida naturalmente, sendo necessário fabricá-lo através da reação do óxido de boro ou ácido bórico com derivados de ureia e amônia. Entretanto, ele é detentor de boas propriedades, capaz de ter bom desempenho até em temperaturas próximas a 1000 °C. Quando o hBN é aplicado em atmosfera de ar seu coeficiente de atrito varia entre 0,2 e 0,3, mas, na presença de 50% de umidade relativa o coeficiente diminui para valores de 0,1 [18]. Além disso, o hBN é inerte quimicamente, tem elevada condutividade térmica, é um ótimo isolante elétrico e é capaz de preservar suas características sob vácuo [10, 13].

A grafita é uma das formas alotrópicas do carbono e, diferentemente do hBN, pode ser gerada de maneira natural. Ela é um dos sólidos lubrificantes mais comuns, e destaca-se por ser detentora de propriedades como boa resistência, baixa dureza (1 a 2 na escala de Mohs), baixa condutividade térmica ($30 \text{ W.cm}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) e elevada condutividade elétrica. A depender da condição aplicada possui um coeficiente de atrito que varia entre 0,07 e 0,15, na presença de umidade, porém esse número pode melhorar consideravelmente em situações de ar seco, atingindo valores próximos a 0,5. Portanto, ao contrário do hBN, a grafita é muito mais eficiente em meios úmidos que em vácuo, em virtude da distância entre os planos cristalinos do

composto, o que gera facilidade em absorção da água, diminuindo assim a energia de ligação nesse tipo de condição [15, 16]. No que diz respeito à temperatura, o coeficiente de atrito da grafita permanece baixo até a temperatura de 90 °C, contudo ao atingir temperaturas superiores a faixa de 400-500 °C, o coeficiente de atrito é aumentado em razão dos processos oxidativos no metal dos corpos formando tribocamada de maior dureza em contato a grafita [16, 19].

2.1.1. Compósitos autolubrificantes de matriz metálica

Define-se como materiais compósitos os materiais com duas ou mais fases quimicamente distintas e cuja combinação resulta em propriedades que são diferentes dos constituintes originais [20].

O interesse comercial e tecnológico em materiais compósitos vem do fato deles atingirem uma combinação de propriedades que não é exibida em nenhum material isolado e, também, incorporarem as melhores características de cada um dos materiais que os compõem. Com os compósitos autolubrificantes a dinâmica não é diferente. Eles apresentam como objetivo proporcionar a redução no coeficiente de atrito, resultando com isso no aumento do tempo de serviço de peças. Além disso, os materiais mais empregados como matriz metálica nesses compósitos são níquel, cobre e ferro a fim de que haja melhora das propriedades mecânicas dos compósitos [10, 17, 21].

Os lubrificantes sólidos têm sido bastante utilizados como revestimentos ou filmes pela indústria para aplicações em que as condições tribológicas são severas. Esse tipo de aplicação funciona para superfícies planas, uniformes ou de fácil acesso. Entretanto, para algumas superfícies, como as que se encontram dentro dos componentes e/ou de difícil acessibilidade, o revestimento pode ser ineficiente ou de elevado custo. Ademais, esse tipo de aplicação também possui uma vida de lubrificação limitada, de acordo com a espessura do filme [6, 22]. Uma alternativa para melhorar a lubrificação com lubrificantes sólidos e suprir a desvantagem de usá-los como revestimento, foi prover o fornecimento contínuo do lubrificante sólido por meio de materiais autolubrificantes que podem ser produzidos por sinterização [6].

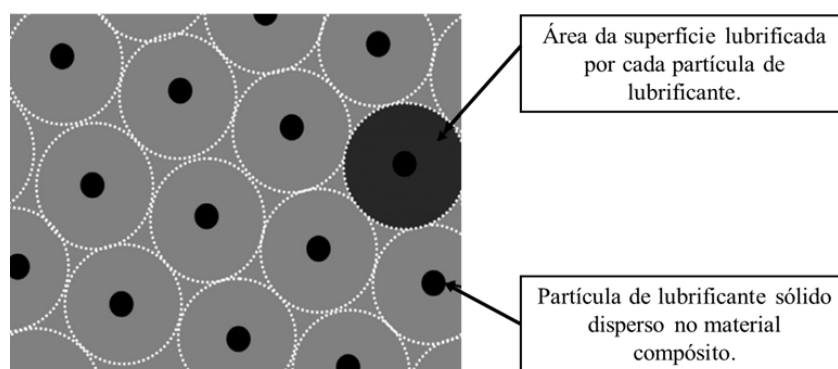
Os compósitos autolubrificantes sinterizados são normalmente produzidos por meio da dispersão de certa quantidade de sólidos lubrificantes em uma matriz

polimérica, metálica ou cerâmica. Aplica-se o processo de metalurgia do pó a fim de misturar, compactar e sinterizar essas duas fases com a finalidade de produzir as peças com a geometria muito próximas às desejadas (*near net shape*) [22]. Geralmente, o material predominante na matriz deve proporcionar alta resistência mecânica, dureza e tenacidade, e a fase dispersa, onde acontece o contato deslizante, deve ser constituída por pó em sólido lubrificante a fim de melhorar a lubrificação [23].

Concentrações corretas de partículas sólidas lubrificantes provocam impacto benéfico nas propriedades mecânicas e tribológicas da matriz do compósito. Segundo o estudo de Rohatgi, Ray e Liu [24], ao incorporar partículas de grafite em uma matriz de alumínio, em uma proporção de 20% do volume, o coeficiente de atrito do compósito apresentou valores próximos ao da grafita pura.

Na Figura 1 é apresentada a microestrutura ideal de um compósito autolubrificante. O compósito deve ter uma matriz contínua, ou seja, uma distribuição regular de partículas de lubrificantes sólidos, a fim de aumentar a resistência mecânica do material. Cada partícula do lubrificante sólido é responsável por lubrificar uma determinada área da superfície do material, para que a soma dessas áreas resulte em, aproximadamente, toda superfície da peça [21].

Figura 1. Modelo microestrutural de um compósito autolubrificante ideal.



Fonte: Adaptado de Binder *et al.* [21] e Hammes [12].

Como dito anteriormente, uma das formas de se obter um compósito autolubrificante é incorporando as partículas de lubrificante ao volume da matriz do material por meio do emprego do processo de fabricação de metalurgia do pó, na etapa de mistura, ou ainda, geradas por precipitação, na etapa de sinterização. Segundo Binder [3], as técnicas de metalurgia do pó, quer seja por compactação

dos pós ou por moldagem por injeção de pós, são consideradas alternativas viáveis para a fabricação desses compósitos, apresentando baixo custo de fabricação na forma seriada.

Hammes [12], em seu trabalho, desenvolveu compósitos autolubrificantes sinterizados obtidos via compactação de pós, variando entre compactação simples e dupla compactação. As partículas de lubrificante sólido misturadas à liga da matriz apresentaram a seguinte composição: 5% C + 5% hBN, sendo todas as porcentagens em volume. A composição dos aços foi a seguinte: matriz Fe + 1,5% Mo + 1% Si + 0,8% C. Os materiais alcançaram coeficiente de atrito em torno de 0,1, resistência a tração máxima de 450 MPa e dureza de 250 HB.

Binder [3] desenvolveu aços sinterizados autolubrificantes, com alta resistência mecânica, via moldagem de pós por injeção. O autor avaliou 3 ligas de matriz: Fe + 0,6% C; Fe + 0,6% C + 0,4% Ni; Fe + 0,6% C + 0,4% Ni + 1% Mo, variando as porcentagens em massa das partículas do lubrificante sólido. O estudo permitiu obter um coeficiente de atrito em torno de 0,04, resistência à tração máxima de 1000 MPa e dureza de 400 HV.

Para os dois estudos, tanto de Hammes [12] como de Binder [3], foi possível verificar que o aumento do teor de partículas de lubrificantes sólidos dispersos na matriz da liga ocasionou maior redução no coeficiente de atrito; em contrapartida, a resistência mecânica do material apresentou uma redução significativa.

Além disso, para melhorar a textura e a integridade das superfícies obtidas pelo processo de metalurgia do pó e por sua vez melhorar as propriedades tribológicas de compósitos autolubrificantes, autores como Mônico [25], De Mello *et al.* [26], Ebersbach *et al.* [27], Faria [28] e Builes [29] estudaram os efeitos dos processos de usinagem na obtenção de superfícies em compósitos autolubrificantes de matriz metálica. A finalidade desses processos é aperfeiçoar as propriedades das superfícies nos compósitos, como a textura e o seu respectivo desempenho tribológico.

Ebersbach *et al.* [27] estudaram a influência dos parâmetros de corte na qualidade e integridade de superfícies usinadas obtidas por torneamento externo longitudinal em um compósito autolubrificante sinterizado. Os autores empregaram as velocidades de corte de 100 e 200 m/min, avanços de 0,1 e 0,2 mm e profundidades de corte de 0,5 e 1 mm para os materiais fabricados por compactação simples e dupla. O estudo permitiu concluir que a adição de uma etapa de usinagem

influenciou no fechamento dos poros, o que afetou a integridade das superfícies dos compósitos, independentemente da condição de usinagem analisada. Além disso, a dureza da camada limite da superfície foi aproximadamente 30% maior em comparação com a camada limite das superfícies somente sinterizadas.

2.2. USINABILIDADE

Usinabilidade é o termo que denota o grau de dificuldade de usinar determinado material, influenciado por suas propriedades mecânicas. A usinabilidade pode ser avaliada por diferentes aspectos, sendo os mais comuns: tempo de vida da ferramenta, acabamento da superfície usinada, força de usinagem e formação de cavaco [30]. Além disso, as características e propriedades do material, o sistema máquina-ferramenta e as condições e/ou parâmetros de corte também provocam grande influência sobre os resultados [31].

Segundo König e Klocke [30], a usinabilidade de um aço é definida pela sua estrutura, bem como por suas propriedades mecânicas, que são alteradas de acordo com sua microestrutura, teor de carbono e elementos de liga. Não muito distante disso, a usinabilidade dos materiais compósitos de matriz metálica também é afetada por esses três fatores. Contudo, em virtude da presença de duas fases de materiais distintas, podendo ser insolúveis ou insolúveis entre si, acabam acarretando descontinuidades na matriz [5]. Já no que diz respeito aos compósitos autolubrificantes, utilizados no presente trabalho, estes apresentam descontinuidades na superfície. Em virtude disso, os aços autolubrificantes sinterizados, quanto aos resultados de usinagem, apresentam cavacos semelhantes aos formados nos ferros fundidos cinzentos, devido à descontinuidade da matriz na presença de lubrificantes sólidos.

Os compósitos autolubrificantes sofrem influência também do teor de carbono e dos elementos de liga, além das variáveis do processo de sinterização. O aumento do teor de carbono leva a um aumento na formação de perlita na microestrutura, acarretando melhores propriedades mecânicas para o material, e conseqüentemente, maiores esforços na ferramenta. Além disso, o aumento da resistência mecânica reduz a rugosidade, em virtude da redução da deformabilidade, menor formação de rebarbas e diminuição da tendência à adesão.

O compósito estudado por Ebersbach *et al.* [27] é caracterizado por ter como estruturas principais da matriz a perlita e a ferrita. Nessa pesquisa os autores evidenciam como o torneamento, aplicado como etapa de pós-processamento na superfície dos compósitos autolubrificantes sinterizados com uma matriz metálica melhora no acabamento das superfícies quando comparado à superfície somente sinterizada. Contudo, os autores verificaram maiores tendências a formação de rebarbas pela alta deformabilidade em virtude da elevada quantidade de ferrita presente no compósito. Em contrapartida, a presença da fase de lubrificantes sólidos gera consequências benéficas na usinabilidade do material, visto que há redução do atrito e nas componentes da força de usinagem [30]. Os autores também observaram que o aumento da velocidade de corte, de 100 para 200 m/min, provocou uma diminuição das forças na usinagem. Além disso, aumento da velocidade de corte acarretou influência positiva no acabamento da superfície, atuando sobretudo na redução do parâmetro S_z , altura máxima na área analisada. Isso se deu em razão do aumento da temperatura na zona de corte e diminuição da resistência mecânica do material, o que colabora com a deformabilidade da superfície do material. Além disso, o aumento da velocidade de corte gerou uma redução em torno de 5% no fator de recalque do cavaco.

A presença de elementos de liga também influencia na usinabilidade do material, devido às alterações da microestrutura, bem como formação de inclusões lubrificantes ou abrasivas. Dentre os elementos de ligas com maior influência sobre a usinabilidade dos aços têm-se: manganês (Mn), cromo (Cr), molibdênio (Mo), tungstênio (W), fósforo (P), titânio (Ti), vanádio (V), enxofre (S), chumbo (Pb), silício (Si) e o níquel (Ni) [30]. Para o presente estudo descarta-se o níquel e silício, uma vez que são os elementos de liga do compósito estudado.

A adição de níquel tem uma demanda cada vez maior devido à combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão mesmo em temperaturas relativamente altas, além de acarretar o aumento na tenacidade dos materiais [32]. Aços que possuem altos percentuais de níquel em sua composição química, em temperatura ambiente têm elevada tenacidade, alterando assim a usinabilidade [30]. Um exemplo disso é o estudo desenvolvido por Sun *et al.* [33], que realizaram um trabalho com objetivo de analisar a influência do torneamento em na superfície de uma superliga à base de níquel GH4169, usando diferentes parâmetros de corte. Os resultados mostraram que o uso apropriado dos parâmetros de corte pode levar a

uma superfície ideal com os índices de integridade de superfície adequados ao torneamento usando as ferramentas de metal-duro, principalmente devido à influência que os altos teores de níquel têm sobre a microestrutura e nas propriedades mecânicas do material. Quanto ao silício, o seu aumento acarreta um aumento da resistência da microestrutura ferrita [34, 35].

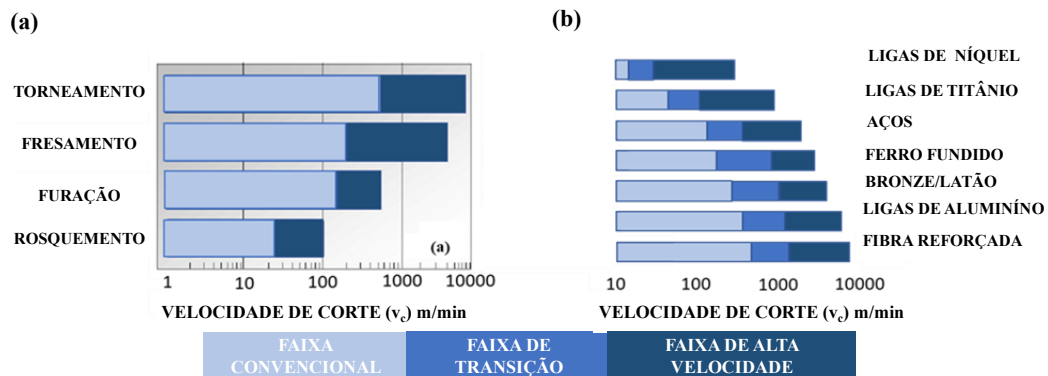
2.3. USINAGEM

2.3.1. Usinagem de alta velocidade

O termo usinagem de alta velocidade, *High Speed Cutting* (HSC) ou *High Speed Machining* (HSM), apesar de ter crescido em uso significativamente nos últimos anos, devido à globalização e competitividade que levam a menores prazos para introdução de produtos no mercado, ainda é vago quanto a sua definição, em virtude da quantidade de fatores envolvidos no desempenho do processo de usinagem [36, 37]. Dentre as vantagens da aplicação da HSC pode-se citar a diminuição dos esforços durante o processo, melhoria no acabamento da superfície e redução da formação de rebarbas. Essas vantagens acontecem por conta da rápida saída dos cavacos, o que proporciona a redução do atrito entre as superfícies em contato, além da produção de um corte consideravelmente rápido para penetrar e remover o material, e desse modo, diminuindo as deformações [38].

A Figura 2 (a) e (b) apresenta os limites da definição de alta velocidade para diferentes tipos de processos de usinagem e para diferentes tipos de materiais, respectivamente. Por meio da análise da Figura 2 é possível ter a melhor compreensão de que o processo HSC não engloba apenas o aumento da velocidade de corte, mas também modificações do tipo de processo de usinagem e material da peça. O mecanismo de remoção por usinagem de alta velocidade varia dependendo das condições de corte. Em velocidades de corte transitórias é possível que ocorra perda de resistência mecânica devido às altas temperaturas atingidas no processo [36].

Figura 2. (a) Limites da definição de alta velocidade em relação com o tipo de processo e (b) com o tipo de material.



Fonte: Adaptado de Byrne e Dornfeld [36].

De acordo com a Schulz e Moriwaki [9] a velocidade de corte em processos HSC pode ser de 5 a 10 vezes mais elevada que a utilizada na usinagem convencional, ocasionando uma diminuição da temperatura na região de remoção de cavacos. Essa teoria pode ser explicada em decorrência da rápida saída dos cavacos na zona de corte, que acarreta a dissipação do calor gerado no processo. Assim, apenas uma pequena parcela do calor ficaria na zona de corte, desse modo transferido para a peça e ferramenta.

Segundo os estudos de Schulz [8, 9, 37] sobre a usinagem de aço AISI 1045, a menor força de corte (F_c) e o menor desgaste de flanco são alcançados em velocidades de corte (v_c) próximas a 2000 m/min. Contudo, conforme a velocidade continua a crescer, o desgaste da ferramenta também volta a crescer. É nesse ponto que os fenômenos de remoção possivelmente desencadeiam uma nova transformação. Consequentemente, a transferência de calor para o material da peça diminui, minimizando a perda de propriedades mecânicas em um nível comparativamente inferior. Esse cenário, por sua vez, leva a um subsequente aumento na força de corte.

Outras definições para HSC também vem sendo desenvolvidas a fim de melhorar a compreensão do assunto [39, 40]. Em uma destas definições é proposto que o material ao entrar na nova faixa de velocidade, a faixa na qual acontece o HSC, os fenômenos de formação do cavaco são diferentes se comparados aos fenômenos que acontecem com material do mesmo tipo sob velocidades de corte consideradas convencionais. Isso acontece, pois existem novos mecanismos de

remoção de material, nos quais provocam mudança na morfologia do cavaco e fazem com que seja levada uma formação fragmentada e/ou cisalhada [41].

Um exemplo para corroborar o citado acima é o estudo realizado por Liu *et al.* [42], que analisaram os mecanismos de formação do cavaco cisalhado em uma liga de Ti6Al4 durante a HSC. Os autores estudaram três diferentes velocidades (250, 375 e 500 m/min). Para as velocidades de corte consideradas na faixa de transição para HSC (v_c igual a 250 e 375 m/min), o mecanismo foi caracterizado pela deformação plástica dos grãos, devido às temperaturas, na zona do cisalhamento, não alcançarem as temperaturas de mudança microestrutural, porém, as temperaturas são suficientes para colaborar na deformação plástica do material. Entretanto, para a maior velocidade estudada pelos autores ocorreu uma recristalização em virtude das grandes e rápidas deformações plásticas.

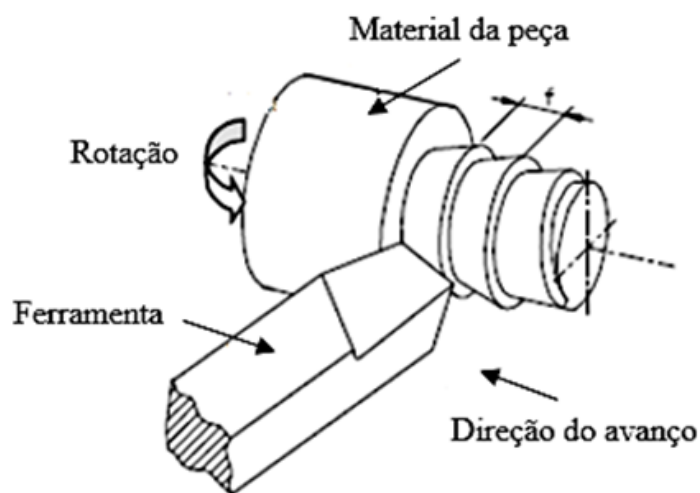
Zhou [43] afirma que a alta velocidade de corte provoca taxas de deformação que excedem a taxa de propagação da onda de deformação plástica do material. Assim, os materiais de comportamento elástico se tornam mais frágeis devido ao pouco tempo para propagar as solicitações ao longo dos grãos, o que acaba gerando concentradores de energia. Por sua vez, é sucedido o encruamento em razão das grandes deformações plásticas e da alta fragilidade.

Builes [29] investigou a influência do emprego de altas velocidades de corte nas propriedades da superfície com funcionalidade tribológica no compósito autolubrificante (X% Fe + 4% Ni + 0,5% Fe45Si + 6,5% Grafite + 1% hBN). A autora aplicou 6 velocidades de cortes para este estudo: 350 m/min, 450 m/min, 550 m/min, 650 m/min, 750 m/min e 850 m/min. A partir de testes de torneamento utilizando alta velocidade de corte, a autora observou que a variação da velocidade de corte influenciou diretamente na força de corte, sendo que quando aumentada a velocidade de corte de 350 para 850 m/min ocorreu uma diminuição de 9% nesta componente de força. A autora concluiu assim que o aumento da velocidade de corte acarreta um aumento da temperatura na zona de corte e portando provoca a redução da resistência mecânica do material, o que facilita a penetração do gume da ferramenta e a realização do corte.

2.3.2. Torneamento

O processo de torneamento é um dos processos mais empregados na produção de componentes das mais diferentes áreas. No torneamento, a peça é fixada à máquina-ferramenta, sofrendo movimento de rotação em torno do seu próprio eixo. A ferramenta de corte é fixada em um porta-ferramenta, onde sofre movimento de translação, em função do avanço (f) [44]. Esse sistema é representado na Figura 3.

Figura 3. Esquema do processo de torneamento.



Fonte: Adaptado de Cheng [45].

Como resultado entre o movimento de rotação da peça e movimento linear da ferramenta de corte, tem-se a característica deste processo, que é o corte contínuo. No corte contínuo o gume da ferramenta remove material desde o início, quando o gume toca a peça, até quando a ferramenta é afastada da peça, isto é, o gume da ferramenta tem contato com o material durante todo processo de usinagem.

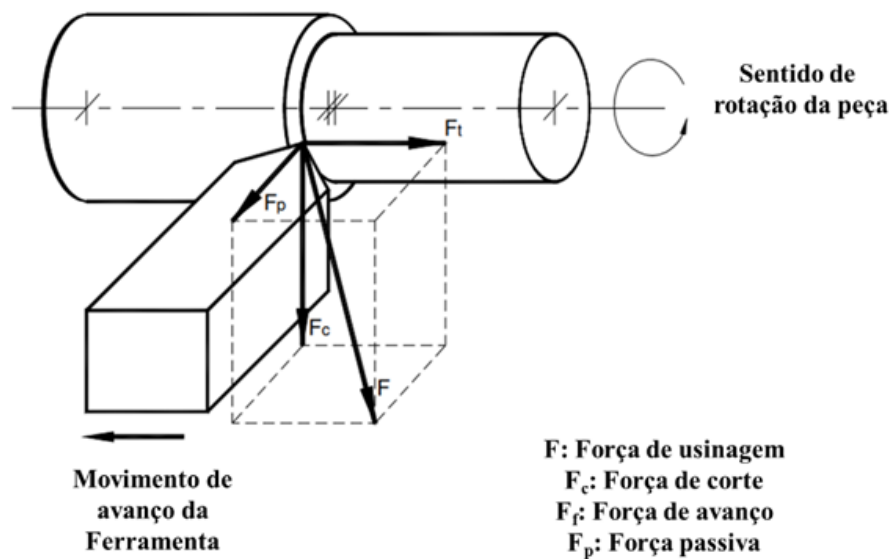
Quanto à finalidade, as operações de torneamento podem ser classificadas em torneamento de desbaste e a torneamento de acabamento. O acabamento é a operação de usinagem destinada a gerar na peça as dimensões finais, ou um acabamento especificado, ou os dois. Já o desbaste é a operação de usinagem que antecede o acabamento, com o objetivo de produzir uma peça com dimensões próximas das finais, em um menor tempo possível.

2.3.3. Força de usinagem

O estudo da força de usinagem é de fundamental importância, visto que é utilizado para construção de máquinas-ferramentas, indica as condições de corte para cada etapa do processo, estima a precisão da peça a ser usinada, além de informar o formato do cavaco e auxiliar compreensão dos mecanismos de desgaste [30].

A Figura 4 apresenta a força de usinagem e suas componentes para um processo de torneamento. No decorrer do processo de usinagem, a ferramenta realiza uma força sobre a peça, sendo esta denominada de força de usinagem (F). Essa por sua vez é resultado de três componentes: força de corte (F_c), força de avanço (F_f) e força passiva (F_p) [30, 46].

Figura 4. Componentes da força de usinagem



Fonte: Adaptado de Merklblatt [47].

A força de usinagem pode ser calculada pela Equação 1, que emprega a força de corte, força passiva e força de avanço como variáveis, nas quais podem ser determinadas por meio de ensaios com auxílio de plataformas piezelétricas.

$$F = \sqrt{F_c^2 + F_f^2 + F_p^2} \quad (1)$$

Onde:

F: Força de usinagem (N)

F_c : Força de corte (N)

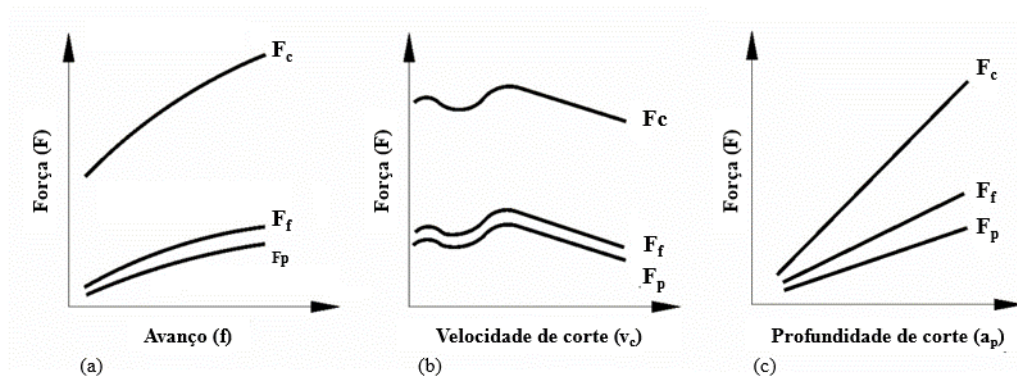
F_f : Força de avanço (N)

F_p : Força passiva (N)

A força de corte é a projeção da força de usinagem na direção que acontece o corte. Ela é relacionada ao maior consumo de potência, desse modo sendo a mais aplicada para cálculos. A força de avanço é a projeção da força da usinagem na direção do avanço da ferramenta. A força passiva é a força de reação do material a ser usinado sobre a ferramenta, sendo a única que não é aplicada para cálculo de potência, em virtude de não estar disposta no plano de trabalho, onde estão os movimentos de corte e avanço. A força passiva é agente responsável pelas deformações plásticas e elásticas na superfície da peça ao longo do processo de usinagem [30]

Contudo, é importante estar ciente que vários fatores podem influenciar na força de usinagem, bem como nas suas componentes, como os parâmetros de corte e a geometria da ferramenta. A Figura 5 representa o comportamento das componentes da força de usinagem com o aumento dos parâmetros de corte: velocidade de corte (v_c), avanço (f) e profundidade de corte (a_p). É possível observar que o aumento da velocidade de corte proporciona uma redução nas componentes, enquanto o aumento da profundidade de corte e avanço gera um crescimento nas mesmas componentes [30, 46].

Figura 5. Componentes da força de usinagem em relação a (a) avanço, (b) velocidade de corte e (c) profundidade de corte, para processos de usinagem com ferramentas de geometria definida.



Fonte: Adaptado de König e Klocke [30] e Klocke [46].

De acordo com König e Klocke [30], o aumento da velocidade de corte produz um aumento da temperatura de corte e, portanto, diminuindo as componentes da força, em razão da menor resistência do material usinado em altas temperaturas, o que frequentemente resulta em uma melhor qualidade da superfície.

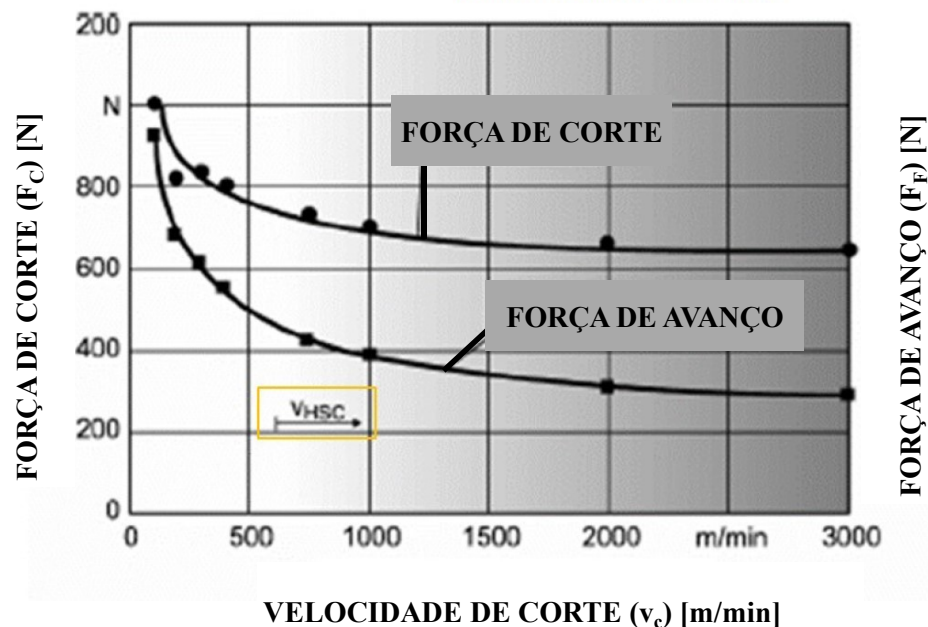
Denkena *et al.* [48] verificaram o comportamento da força de usinagem com o aumento da velocidade de corte por meio de ensaios de torneamento HSC no aço AISI 1045. A Equação 2 mostra a relação experimental detectada durante o estudo. A equação é descrita como a soma entre as duas componentes, uma independente ($F_{c\infty}$) e uma componente variável (F_{cvar}), tendo a segunda uma relação exponencial e dependente da velocidade de corte.

$$F_c(v_c) = F_{c\infty} + F_{cvar} e^{-\left(\frac{2v_c}{v_{HSC}}\right)} \quad (2)$$

O comportamento da força de corte e da força de avanço durante o torneamento de aço AISI 1045 estudado por Denkena *et al.* [48] é apresentado na Figura 6. Nota-se uma redução para ambas as componentes da força estudadas conforme acontece o aumento da velocidade de corte, contudo após a velocidade de corte atingir o valor de 1000 m/min é observada uma desaceleração na redução da força para as duas componentes. Segundo os autores nesse ponto há uma relação entre a força e a velocidade de corte, denominada de velocidade limite (V_{HSC}), que

ocorre quando a componente dependente possui valores muito baixos tornando a força de corte quase constante em F_{∞} .

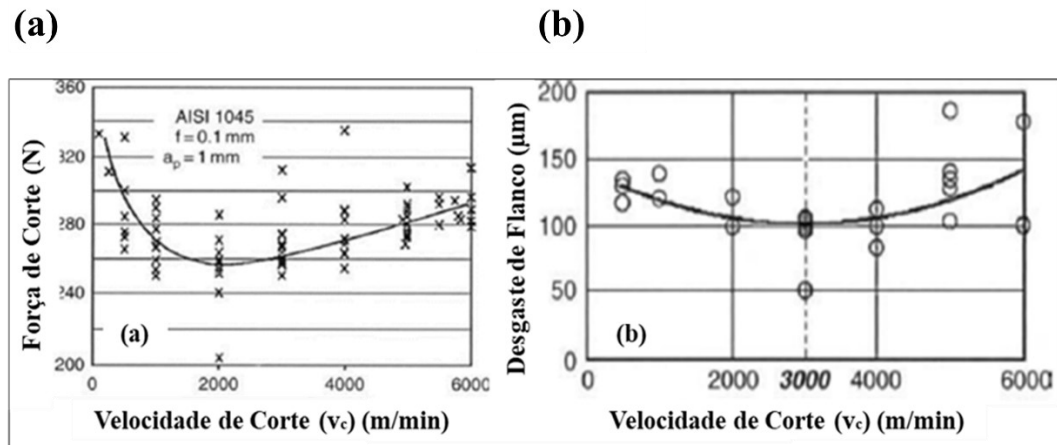
Figura 6. Influência da velocidade de corte na força de corte e força de avanço no torneamento de Aço AISI 1045.



Fonte: Adaptado de Dekena *et al.* [48].

Contudo, segundo o trabalho desenvolvido por Schulz [8] é possível ter um novo aumento da força de corte em HSC, após o ponto delimitado pela velocidade limite. O autor observou que a menor força de corte e o menor desgaste de flanco foram atingidos em velocidades de corte próximas a 2000 m/min (Figura 7). Todavia conforme a velocidade é incrementada, o desgaste da ferramenta também a aumenta (Figura 7b). Isso acontece, pois, possivelmente, em um determinado momento os fenômenos de remoção de material começam a mudar novamente, de forma que o calor transferido ao material da peça diminui e a perda de propriedades mecânicas não é propiciada no mesmo nível, acarretando o aumento da força de corte novamente.

Figura 7. (a) Força de corte e (b) desgaste da ferramenta em função da velocidade de corte no torneamento de um aço 1045 utilizando $f = 0,1$ mm e $a_p = 1$ mm.



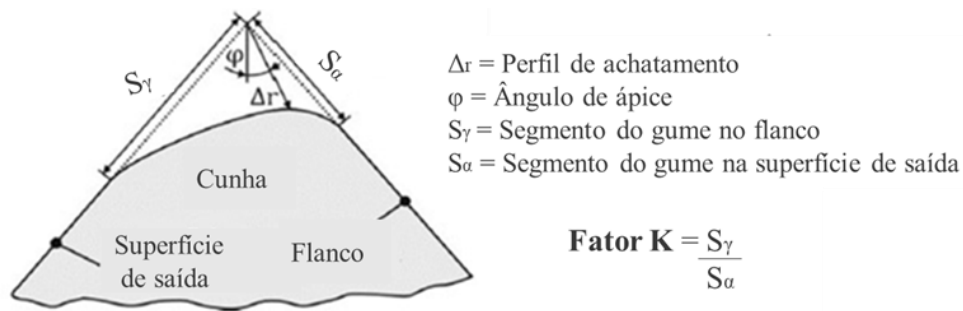
Fonte: Adaptado de Schulz [8].

2.3.4. Geometria da ferramenta de corte

Quanto à geometria da ferramenta de corte que será empregada no processo, segundo König e Klocke [30], a escolha dependerá dos materiais em contato, da ferramenta e da peça, das condições de corte, assim como da forma da peça a ser usinada. É possível dividir a geometria da ferramenta de corte em duas categorias: macro e microgeometria. A primeira refere-se à dimensão espacial, enquanto a segunda descreve a forma do gume [49].

Em relação à microgeometria da ferramenta, a norma DIN 6582 [50] descreve que o gume pode apresentar três formas: afiada, arredondada e chanfrada. As formas citadas podem ser classificadas por meio da metodologia descrita por Denkena *et al.* [49, 51], chamada método do fator K, como representado na Figura 8.

Figura 8. Método de caracterização da forma do gume.

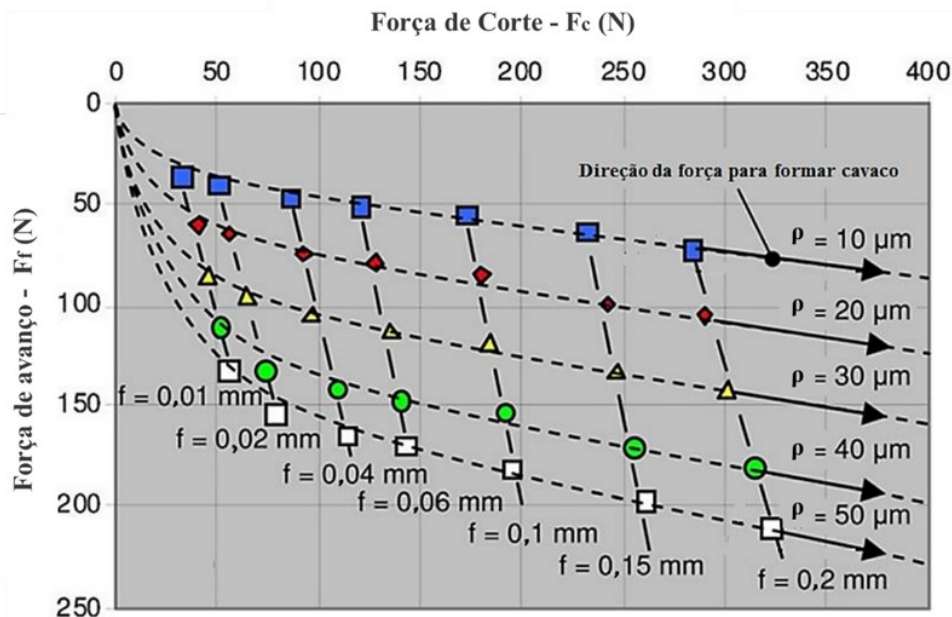


Fonte: Adaptado de Denkena *et al.* [50].

O método do fator K consiste na relação entre os segmentos S_{α} , medido na região de flanco, e S_{γ} , medido na região da face, os quais caracterizam a diferença entre o gume arredondado e o gume afiado [49, 51]. A forma do gume tem impacto expressivo nas componentes da força de usinagem e no fluxo de matéria, ou seja, dependendo da forma do e do tamanho do gume, as forças durante o processo de usinagem crescem com o arredondamento do gume.

Como exemplo da influência da microgeometria ao processo de usinagem tem-se o estudo desenvolvido por Wyen e Wegener [52], onde foi analisada a influência do raio de gume (ρ) e o avanço (f) na força de corte e na força de avanço, no torneamento do TiAl6V4 a seco. Os insertos fabricados foram de metal-duro (WC/Co) com raios de gume produzidos simetricamente com valores entre $10 \pm 1 \mu\text{m}$ e $50 \pm 1 \mu\text{m}$. Na Figura 9 são apresentados os resultados obtidos pelo estudo, da força de corte e da força de avanço em função do avanço (f) e do raio do gume (ρ) para velocidade de corte de 70 m/min. É possível constatar que o aumento do raio de gume acarretou um aumento da força de corte e da força de avanço para todos os avanços testados pelos autores. Contudo, das duas componentes da força de usinagem estudadas, a força de avanço foi a mais influenciada por esse aumento, devido a estar correlacionada à simetria do raio de gume ou para gumes com $K < 1$.

Figura 9. Influência do raio do gume (ρ) e do avanço (f) na força de corte e na força de avanço no torneamento do titânio Ti6Al4V.



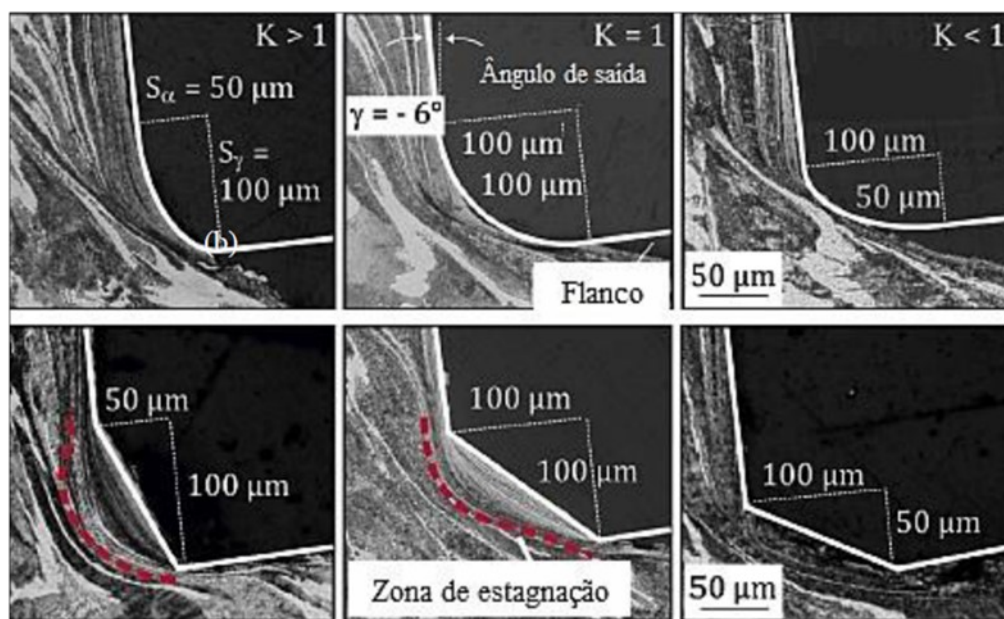
Fonte: Adaptado de Wyen e Wegener [52].

De acordo com Fulemova e Janda [53], é possível encontrar comportamento oposto ao de Wyen e Wegner [52] no processo de fresamento. Eles analisaram três raios de gume, 5 μm , 10 μm e 15 μm a fim de avaliar o a força de avanço e a força de corte para cada uma das condições no processo de fresamento concordante de um aço matensítico-ferrítico contendo 9% de molibdênio (Mo) e 1% de cromo (Cr). Os resultados mostraram que raio de gume é 15 μm alcançou maior vida, a menor rugosidade e a menor força em comparação as ferramentas com raio de gume de 5 μm e 10 μm . Este resultado é muito interessante, pois espera-se que o contrário, ou seja, que menor raio de gume, gere menores esforços durante o corte, uma vez que a ferramenta com raio de gume 5 μm é mais afiada que a ferramenta com raio de gume 15 μm . Uma ferramenta mais afiada deve gerar esforços menores, porque esta ferramenta penetra mais facilmente no material, contudo ao retirar um volume de material considerável, o desgaste da ferramenta de menor raio de gume teve um desgaste em maiores proporções que a de maior raio, sendo este desgaste o motivo apontado pelos autores como a razão que por maiores esforços de corte para a ferramenta com raio de gume menor. Além disso a ferramenta de menor raio de gume é mais frágil que a de maior raio de gume

Hariprasap, Selvakumar e Raj [54] também analisaram o efeito do raio de gume no fresamento. Para a pesquisa foram utilizados insertos raio de gume de 30 μm , 40 μm e 55 μm . Os autores verificaram que as ferramentas de gume de menor raio produzem cavacos mais finos e mais curvilíneos, resultando em uma remoção mais fácil dos cavacos da zona de usinagem. A espessura do cavaco e o raio de curvatura foram até 55% e 50% menores para as ferramentas com raio de gume menor em comparação com a ferramenta com raio de gume de 30 μm . Além disso, os autores constaram que na zona de corte para ferramentas com raio de menor valor ocorreu uma redução das componentes da força de processo resultantes em até 15%, temperatura da interface ferramenta-cavaco em 15% e rugosidade da superfície 30%.

O estudo realizado por Basset [55] sobre interferência da alteração do fator K do gume no fluxo do material na zona de separação no torneamento do aço AISI 1045 a seco é apresentado na Figura 10 [55]. Para gumes arredondados, ou seja, $K > 1$, existe uma alta deformação do material, entretanto, com a alteração da microgeometria do gume com $K < 1$, é observada uma redução significativa da deformação do material. Logo, é possível constatar pela análise da Figura 10 que gumes chanfrados produzem uma deformação mais severa, levando a uma região de estagnação que altera o fluxo do material.

Figura 10. Influência do formato do gume, (a) arredondado e (b) chanfrado.



Fonte: Adaptado de Basset [55].

Schimmel, Endres e Stevenson [56] verificaram que o incremento do raio do gume resulta na diminuição da espessura mínima de usinagem, provocando a não-remoção de material, e acarretando deformações plásticas severas na superfície de corte ao longo do corte. De modo a assegurar a usinagem com ferramentas com gumes arredondados ou chanfrados, recomenda-se aplicar uma espessura mínima de usinagem de 2 a 3 vezes o valor do raio de gume ou do chanfro.

Outro exemplo da influência da microgeometria sobre as forças de usinagem, é a análise feita por Karpát e Ozel [57] sobre a influência da dimensão e forma do raio do gume juntamente com a espessura de corte sobre o torneamento de aço AISI 4340 aplicando uma velocidade de corte de 175 m/min, considerada faixa de transição para HSC para esse material. Os autores observaram que os efeitos do tipo de gume foram mais evidentes com o incremento da espessura da usinagem, sobretudo, para a força passiva. Além disso, ferramentas com valores de $K < 1$ geraram forças de corte menores quando comparadas com gumes chanfrados e arredondados.

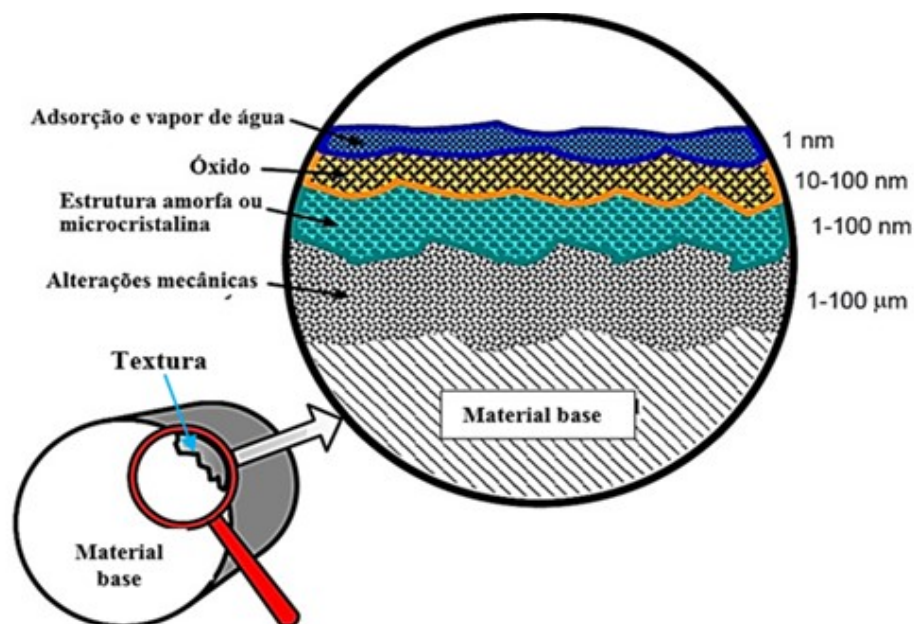
Zhuang *et al.* [58] investigaram o efeito do raio de gume na rugosidade da superfície e as componentes da força no corte ortogonal de Ti6Al4V. Os raios empregados para o estudo foram 3 μm , 5 μm e 8 μm . Os autores observaram que a força de corte e a força de avanço aumentam instantaneamente quando a ferramenta penetra na peça de trabalho e depois que os cavacos são formados, eles começam a variar dentro de um determinado intervalo. Além disso, foi analisado pelos autores que os esforços aumentam quando aumenta com o raio do gume para 8 μm , o que acontece porque o fluxo de material aumenta, resultando em maior força. A conclusão dos pesquisadores foi que o menor raio de gume acarretou menores esforços que os raios maiores.

Chen *et al.* [59] observaram um comportamento semelhante durante o torneamento da liga Ti6Al4V aplicando dois raios de gume distintos, 5 μm e 50 μm . Os autores analisaram que o incremento no raio de gume influenciou diretamente na força de corte, a qual aumentou de 135 N para 500 N, concluindo assim que com o aumento do raio de gume a deformação do material é maior, e mais difícil será a saída deste, acarretando assim em maiores esforços.

2.4. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES

A Engenharia de Superfície refere-se ao tratamento da superfície de um material para conferir-lhe propriedades e funcionalidades diferentes das do material base [60]. A análise da superfície, por sua vez, abrange a avaliação das alterações resultantes da engenharia de superfície. Essa análise é crucial para a caracterização das propriedades texturais e de integridade da superfície, além de permitir a compreensão dos fenômenos mecânicos, térmicos e químicos que a afetam. A Figura 11 ilustra esquematicamente a representação dimensional de uma superfície. Conforme a figura, a estrutura começa com o material base, seguido por uma camada influenciada pelas modificações mecânicas decorrentes do processo de fabricação. Posteriormente, observa-se uma estrutura amorfa ou microcristalina que é sensível às variações de temperatura e aos esforços aplicados durante o processo. Por fim, existem outras duas camadas, óxido e adsorção e vapor de água, que interagem de maneira mais intensa com o meio externo [61].

Figura 11. Representação esquemática de uma superfície.



Fonte: Adaptado de Davim [61].

2.4.1. Textura

A textura é definida por um conjunto de irregularidades microscópicas presentes na superfície capazes de influenciar a qualidade da superfície, uma vez que estão diretamente relacionadas ao desempenho e confiabilidade dos componentes mecânicos [62]. A textura pode ser classificada em: forma, ondulações e rugosidade.

A norma DIN 4760 [63] divide em seis ordens o desvio total entre a superfície real e a ideal. A rugosidade de uma superfície está presente na: a) terceira ordem, que inclui as ranhuras da superfície usinada b) quarta ordem, incluindo estrias, escamas e picos; e quinta ordem, que abrange a estrutura do material a ser usinado.

No processo de usinagem, a rugosidade advém, principalmente, do resultado das condições de corte (avanço, por exemplo), da cinemática do processo, da geometria e material da ferramenta, das propriedades mecânicas e da microestrutura do material da peça, assim como sofre influência de vibrações, precisão e rigidez da máquina-ferramenta [61].

Além disso, o processo de usinagem, comumente, emprega a rugosidade da superfície usinada como parâmetro de saída como ferramenta de controle do processo e para definir o nível de qualidade exigido, visto que para cada aplicação é solicitada uma determinada rugosidade para um bom funcionamento do elemento [5].

Desse modo, como forma de avaliar a rugosidade da superfície usinada, Machado *et al.* [64] estudaram os parâmetros de rugosidade, sendo esses classificados em parâmetros de amplitude, de espaço e híbridos. Os parâmetros de amplitude descrevem a altura de picos e profundidade dos vales, mas não levam em consideração o espaçamento entre as irregularidades ao longo da superfície, usando como parâmetros R_a , R_q , R_z e R_{pk} . No que diz respeito aos parâmetros de espaço, esses são determinados pelo espaçamento do desvio do perfil ao longo de toda superfície, advindos, sobretudo, da velocidade de avanço da ferramenta de corte, sendo utilizado R_{Sm} para quantificá-lo. Por último, têm-se os parâmetros híbridos, que como próprio nome sugere, são a combinação dos dois outros parâmetros citados anteriormente, os quais utilizam os parâmetros R_{sk} e R_{ku} como método de avaliação.

O aumento de velocidade de corte pode provocar alterações nos parâmetros de rugosidade. Segundo Arunachalam, Mannan e Spowage [65] o incremento da velocidade de corte gera superfícies mais lisas devido à maior facilidade de corte do material, visto que é reduzida a sua dureza com o aumento das temperaturas no processo. A investigação realizada por Zhang *et al.* [66] a respeito da influência na rugosidade da superfície em um torneamento com diamante (UPDT) variando as velocidades rotativas de 2000 a 6000 rpm (v_c entre 38 e 113 m/min) teve conclusão semelhante à anterior, visto que foi observado pelos autores que houve uma tendência à redução das alturas dos picos de rugosidade, parâmetro R_z , com o aumento da velocidade. Isso acontece em virtude das maiores velocidades propiciarem menores esforços durante o processo de corte acarretando a diminuição da amplitude na superfície.

Além disso, o raio de gume também é capaz de gerar modificações na textura do material, conforme o estudo desenvolvido por Zhuang *et al.* [58] a respeito do efeito do raio de gume na rugosidade da superfície durante a usinagem de Ti6Al4V. Ao variar o raio de gume de 3 μm a 8 μm , os autores concluíram que o maior raio de gume analisado acarretou uma maior deformação à superfície, e conseqüentemente um maior aumento significativo no parâmetro R_z , ou seja, um aumento na amplitude da superfície.

2.4.2. Integridade

A integridade da superfície pode ser descrita como a combinação das características mecânicas, metalúrgicas, térmicas e químicas de uma superfície de um componente produzido por qualquer processo de fabricação. Essas propriedades estão relacionadas com o desempenho funcional do componente e exercem influência nas características tribológicas, como coeficiente de atrito e resistência ao desgaste [67].

Quando um material é submetido a processos de fabricação, como a usinagem, as características da primeira camada mostradas na Figura 11 são significativamente alteradas, em virtude dos esforços e da temperatura envolvidos no processamento. Outro fator que vale ser ressaltado é o emprego de meios lubrificantes. Além disso, a geometria da ferramenta também é capaz de influenciar na integridade de superfície usinada [5].

Dentre as principais alterações que podem acontecer em um material após ser submetido a um processo de fabricação, têm-se: surgimento de trincas e/ou microtrincas, deformações plásticas, alterações na microestrutura, falhas (crateras e depressões), dentre outros [61].

Com a finalidade de caracterizar as propriedades da camada limite após processamento, alguns métodos podem ser utilizados, como análise do material, caracterização da microestrutura, ensaios mecânico e avaliação de tensão residual [30].

O estudo realizado por Chen *et al.* [68] trata-se de uma investigação da influência do raio de gume na integridade da superfície da liga de titânio Ti6Al4V submetido ao processo de torneamento. Os autores alteraram os raios de gume em 5, 28 e 50 μm . A análise da integridade aconteceu por meio de uma caracterização da microestrutura na seção transversal empregando um microscópio eletrônico de varredura (MEV). Para o menor raio de gume analisado não foi notada nenhuma camada de deformação plástica óbvia nas superfícies usinadas. Para as superfícies usinadas com raios de gume de 28 e 50 μm foram notadas camadas de deformação plástica, aumentando a espessura da camada deformada de aproximadamente 2,90 μm para 4,40 μm , respectivamente. Desse modo, os autores concluíram que o raio de gume menor é útil para reduzir a deformação plástica da superfície, enquanto o maior raio de gume, por gerar uma superfície com maior grau de deformação, favorece um aumento na resistência mecânica da superfície usinada.

O aumento da velocidade também pode provocar alterações à integridade da superfície, segundo o estudo realizado por Schoop, Sales e Jawahir [69] que empregaram ferramentas de diamante policristalino na usinagem de Ti6Al4V com três velocidades de corte diferentes, 120, 240 e 360 m/min. Por meio da análise utilizando MEV, os autores verificaram que para a menor velocidade de corte as superfícies obtidas, quando observadas, mostram apenas marcas mínimas de fluxo lateral. No entanto, em velocidades de corte médias, os picos da amostra usinada tornam-se muito mais nítidos, sugerindo que uma rebarba, ou seja, fluxo lateral, é formada devido a um aumento na plasticidade do material de trabalho. Por fim, na velocidade mais alta, a qualidade da superfície é muito uniforme.

2.5. TRIBOLOGIA DE MATERIAIS SINTERIZADOS

A Tribologia consiste no estudo dos processos de atrito, desgaste e lubrificação entre as superfícies em movimento relativo. O desgaste de superfícies é um dos principais motivos de redução de performance dos sistemas mecânicos [70]. Os materiais sinterizados são mais suscetíveis ao desgaste quando comparados a outros materiais produzidos por metalurgia convencional, uma vez que apresentam uma tendência a porosidade [3]. No que tange aos compósitos autolubrificantes sinterizados, segue-se a mesma linha, onde o desgaste do material aumenta à medida em que a porcentagem de poros aumenta. Portanto, para o compósito autolubrificante ter boas propriedades tribológicas sua matriz metálica precisa ser dura o suficiente a fim de reduzir a microdeformação plástica em virtude do atrito e do desgaste em operação, visto que é nesse processo que as partículas removidas do material cobrem gradativamente as partículas de lubrificante sólido, interrompendo o abastecimento para a interface. Além disso, a formação de óxidos sobre a superfícies reduz o desgaste, à medida que há alteração da dureza da superfície [21,61].

Li, Sosa e Olofsson [71] estudaram as características tribológicas de aços sinterizados e aços comuns para engrenagens em ensaios pino sobre disco empregando um lubrificante BP *Castrol Syntrans 75W-80*. Através desse estudo, os pesquisadores concluíram que, independentemente das pressões de contato analisadas, a porosidade produzida pelo processo de metalurgia do pó colaborou para reter em seu volume uma pequena quantidade de lubrificantes, diminuindo desse modo o coeficiente de atrito e, portanto, o desgaste entre materiais.

Hammes *et al.* [72] analisaram a influência do hBN e grafite como lubrificantes sólidos no comportamento tribológico de compósitos autolubrificantes em uma matriz metálica à base de ferro, obtidos por metalurgia do pó. Os autores alteraram os percentuais de lubrificante sólido em 5, 7,5 e 10%, com o hBN em 1, 1,75 e 2,5% em volume e o grafite sendo o balanço. Durante os ensaios tribológicos observou-se que o aumento da porcentagem dos lubrificantes sólidos acarretou um regime de lubridade ($\mu < 0,2$), ou seja, os compósitos com maior volume total de lubrificante sólido, 10%, apresentaram performance superior aos demais compósitos. Os melhores resultados foram obtidos para os compósitos fabricados com volume de hBN de 1%.

Outro estudo sobre o desempenho tribológico dos materiais autolubrificantes foi o desenvolvido por Salvaro [73]. O autor investigou a influência da temperatura de sinterização na taxa de desgaste. Para isso, empregou-se a configuração plano/cilindro com carga de 20 N. O autor constatou por meio dos resultados que não há alteração significativa nos desgastes dos corpos com a alteração da temperatura de sinterização. O autor constatou também as tribocamadas formadas são a mistura dos elementos químicos da matriz do material, lubrificantes sólidos e óxidos, e que estes óxidos garantem uma proteção contra o desgaste.

Ebersbach [5] também analisou a taxa de desgaste em um material compósito autolubrificante (X% Fe + 0,8% C + 0,5% Si + 4% Ni + 6,5 Grafite + 1% hBN) antes e após torneamento da superfície. Os ensaios foram realizados em um tribômetro com configuração cilindro/cilindro com carga de 7 N. Nas superfícies submetidas a torneamento foram obtidos valores do coeficiente de atrito de até 350% e de taxa de desgaste de até 170% maiores com relação às somente sinterizadas, independentemente dos parâmetros de corte e geometria das ferramentas utilizadas. O autor concluiu que a rugosidade gerada após etapa de torneamento influenciou significativamente na taxa de desgaste do par tribológico. Além disso, também observou que os lubrificantes sólidos do material que foi submetido à etapa de pós-processamento não entraram em contato com o contracorpo, uma vez que o coeficiente de atrito resultou superior ao regime de lubrificação, ou seja, $\mu > 0,2$,

Faria [28] realizou ensaios de taxa de desgaste em um material compósito autolubrificante (X% Fe + 4% Ni + 0,5% Fe45Si + 6,5% Grafite + 1% hBN) antes e após roleteamento, com diferentes penetrações de trabalho (P_w). Os ensaios foram realizados em tribômetro de configuração esfera/cilindro com carga de 7 N. Todas as condições pós-processadas por roleteamento apresentaram coeficiente de atrito fora do limite de lubrificação ($\mu > 0,2$). Além disso, as superfícies com roleteamento provocaram aumento do desgaste do sistema até 35 vezes em relação à superfície sem roleteamento. A autora relatou também que por meio da análise realizada pelo MEV das pistas de desgaste dos ensaios de taxa de desgaste, foi verificado que os reservatórios de lubrificantes sólidos sobre as superfícies processadas não entram em contato com o contracorpo nos ensaios tribológicos. Em contrapartida, nas pistas de desgaste das superfícies sinterizadas, foi verificado o contato direto dos

lubrificantes sólidos com o contracorpo, proporcionando a formação tribocamadas com característica de baixo atrito.

Builes [29] avaliou as propriedades tribológicas em termos de taxa de desgaste de um compósito autolubrificante aplicando altas velocidades de corte em um processo de torneamento, por meio de ensaios em tribômetro de configuração esfera/cilindro com carga de 2 N. Todas as amostras estudadas pela autora apresentaram coeficiente de atrito abaixo de 0,2, o que permitiu reconhecer a presença do filme lubrificante gerado pelo lubrificante sólido. Contudo, as superfícies torneadas tiveram um aumento na taxa de desgaste de até 62 vezes em relação à superfície somente sinterizada. Porém, as condições aplicando v_c de 350 e 850 m/min esse aumento aconteceu em menores proporções, aproximadamente 10 e 7 vezes, respectivamente. A autora constatou que isso teve relação direta com os parâmetros da curva de Abbott-Firestone (S_{pk}) e capacidade de carga (S_{mr}) das superfícies torneadas, uma vez que para estas condições apresentaram menor valor de S_{pk} e maior valor do S_{mr} . Assim conclui que ocorreu uma maior resistência ao desgaste devido à presença de picos menos agudos e maior área de contato.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

No presente capítulo serão descritos os materiais e métodos utilizados para a realização deste trabalho. Os experimentos foram feitos no Laboratório de Mecânica de Precisão (LMP) com o apoio do Laboratório de Prototipagem e Produção de Lotes Pilotos (LP³), Laboratório de Materiais (LabMat) e Laboratório de Caracterização Microestrutural (LCM), todos localizados na Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC). Além disso, essa pesquisa faz parte da parceria com a empresa ISCAR do Brasil.

3.1. MATERIAIS

Os materiais empregados para a presente pesquisa apresentam como matéria-prima da matriz ferrosa o pó de ferro puro de AHC 100,29, atomizado com água, do fabricante Höganäs Brasil Ltda. Além disso, o aumento da resistência da matriz foi alcançado por meio da adição de elementos de liga, como carbono e níquel, na forma de pó. Para promover a lubrificação a seco foi adicionado nitreto de boro hexagonal (hBN) juntamente ao grafite. Todavia, foi necessário o uso do silício (Fe45Si) a fim de evitar que o carbono presente no lubrificante fosse difundido na matriz metálica. A Tabela 1 apresenta as informações dos pós empregados na produção dos corpos de prova, bem como os tamanhos de partículas e os nomes comerciais dos fabricantes [5].

Tabela 1. Pós utilizados para o desenvolvimento do compósito autolubrificante via compactação de pós.

Pó	Nome comercial	Fabricante	Tamanho médio das partículas (μm)
Ferro	AHC 100,29	Höganäs	100
hBN	AC-6028	GE AdvancedCeramics	100-150
Grafite	Micrograf 99545 HP	Nacional Grafite	20-45
Níquel	INCO 123	INCO	3,9
Fe45Si	Fe45Si	Sandvik	>10

Fonte: Autora.

Quanto à composição química da liga do compósito autolubrificante, esta é apresentada na Tabela 2. A composição utilizada faz menção aos melhores resultados encontrados no que tange à lubrificação e à resistência mecânica já estudadas [12].

Tabela 2. Composição química do compósito autolubrificante.

Fe (m%)	hBN (vol%)	Grafite (vol%)	Ni (m%)	Fe45Si (m%)
X%	1%	6,5%	4%	0,5%

Fonte: Autora.

A mistura dos pós da liga foi feita em um misturador tipo Y, durante 45 minutos, com rotação de 35 rpm. Em seguida, os materiais foram compactados por meio de simples compactação empregando uma pressão de 600 MPa em uma prensa hidráulica automática, com matriz de efeito duplo, modelo L4, fabricante Gabbrielli.

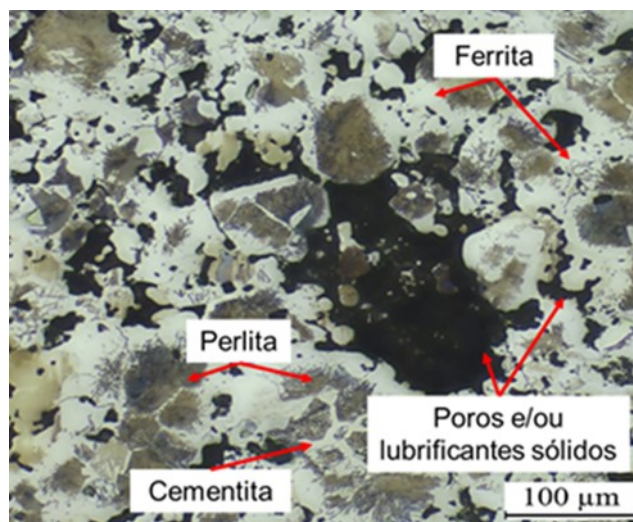
Os corpos de prova foram sinterizados em um forno tubular a 1125 °C por 1 hora, em uma atmosfera composta por 95% de Argônio e 5% de Hidrogênio. Todas as etapas descritas até aqui aconteceram no LabMat.

Depois de sinterizados, os corpos de prova foram caracterizados por meio de micrografias obtidas por um microscópio óptico e quanto à dureza por meio de um

durômetro Brinell, ambos presentes no LabMat. Essa etapa tinha por finalidade identificar a microestrutura do material após o processo de sinterização, além de avaliar o parâmetro de dureza do material.

Na Figura 12 é apresentada a micrografia do material após a sinterização. É possível observar na microestrutura as fases de ferrita e perlita, advindas da matriz do material, bem como as fases de cementita e discontinuidades. As discontinuidades dispersas na superfície do material são definidas como poros, oriundos do processo de metalurgia do pó, e reservatórios de lubrificantes sólidos. Essa microestrutura apresentou uma dureza média de 123 ± 10 HB para 6 medições.

Figura 12. Microestrutura do material compósito autolubrificante sinterizado.

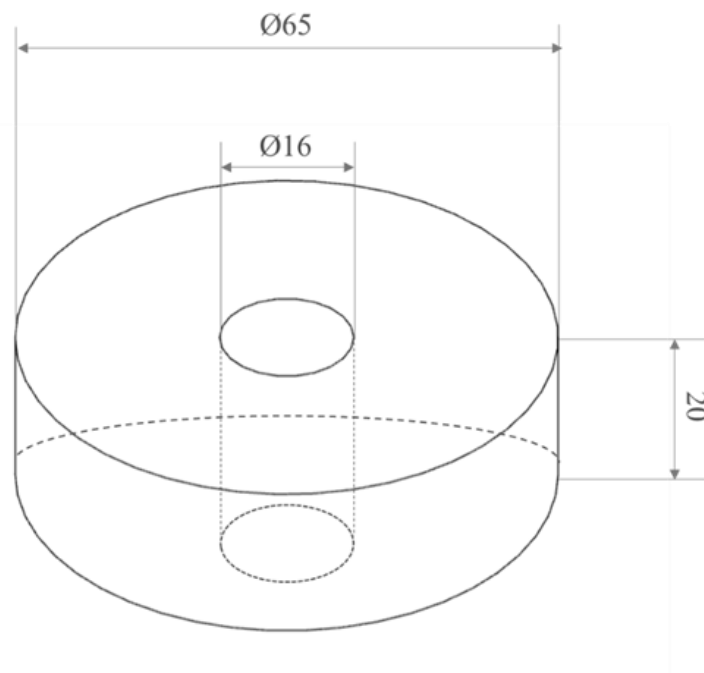


Fonte: Ebersbach *et al.* [27]

Posteriormente os corpos de provas foram submetidos a uma operação de furação com o objetivo de produzir um furo longitudinal nas amostras. O processo de alargamento também foi realizado, a fim de produzir um encaixe de chaveta para permitir a montagem do corpo de prova no eixo do sistema de fixação da máquina-ferramenta. Ambos os processos aconteceram utilizando um torno manual, presente no LMP.

Assim, os corpos de prova apresentaram geometria cilíndrica com diâmetro de 65 mm e comprimento de 20 mm, além de um furo longitudinal passante de 16 mm com qualidade H7 e um encaixe de chaveta. A representação do corpo de prova está apresentada na Figura 13.

Figura 13. Representação do corpo de prova.



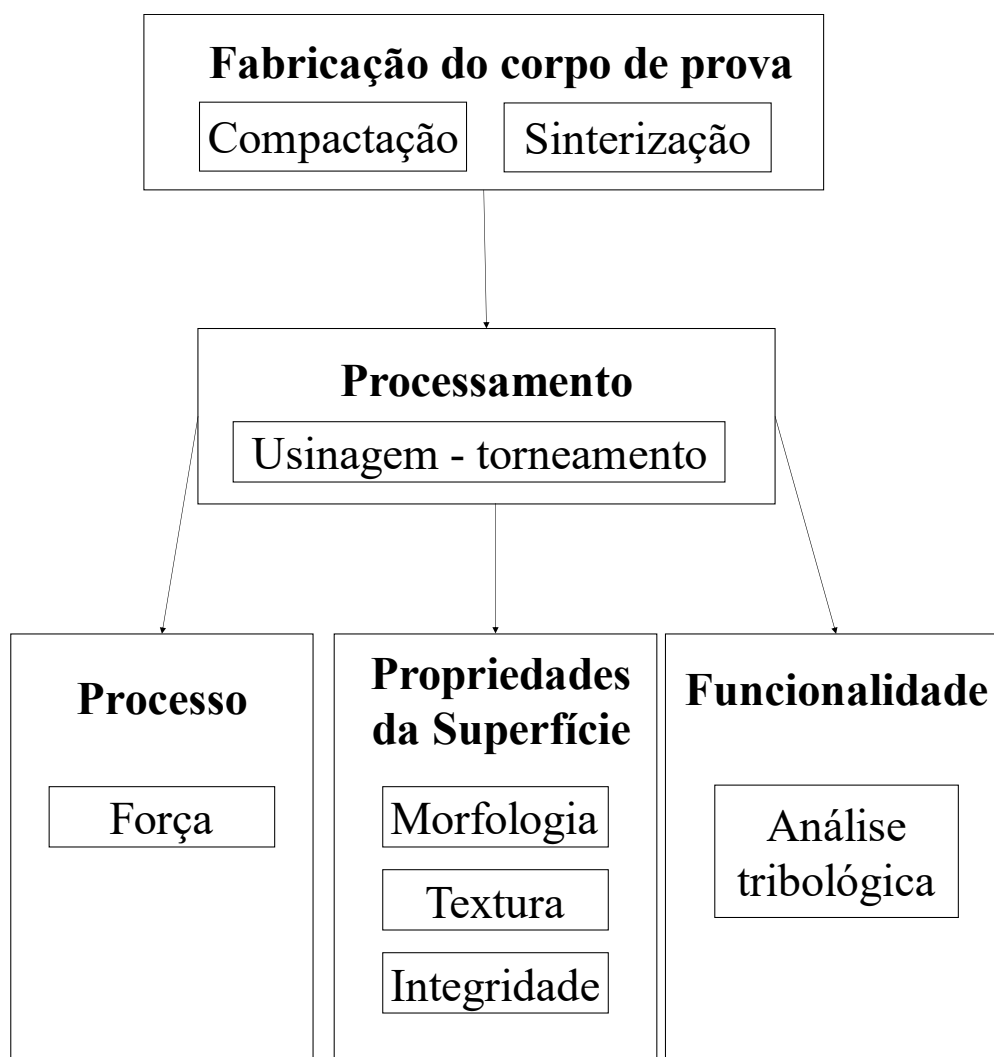
Fonte: Autora.

3.2. PLANEJAMENTO E EXECUÇÃO EXPERIMENTAL

A Figura 14 esquematiza os procedimentos realizados no presente trabalho. Na fabricação dos corpos de prova, os pós metálicos foram misturados, compactados e sinterizados, conforme descrito anteriormente. De posse dos corpos de provas prontos, deu-se início à etapa de usinagem. As peças foram usinadas por torneamento, e durante esta etapa realizou-se a primeira análise: a medição das componentes da força de usinagem.

Em seguida, as superfícies usinadas foram analisadas quanto à morfologia, textura e a integridade. Por fim, foi realizado um estudo quanto à funcionalidade do corpo de prova, por meio da análise do comportamento tribológico. Todos os ensaios foram realizados com 2 réplicas e comparados com o material sinterizado. Além disso, os dados obtidos foram tratados e avaliados através do *software* Minitab[®], considerando uma abordagem estatística com nível de confiança de 95%.

Figura 14. Fluxograma das etapas do trabalho.



Fonte: Autora.

Na etapa de usinagem foi utilizado o processo de torneamento externo cilíndrico, visto que o processo tem como característica gerar superfícies cilíndricas ao longo do comprimento da peça. A máquina-ferramenta empregada para realizar os ensaios de torneamento foi um torno CNC Heyligenstaedt, modelo Heynumat 10, com potência de acionamento do eixo-árvore de 70 kW e rotação máxima de 4500 rpm, que se encontra instalado no LMP.

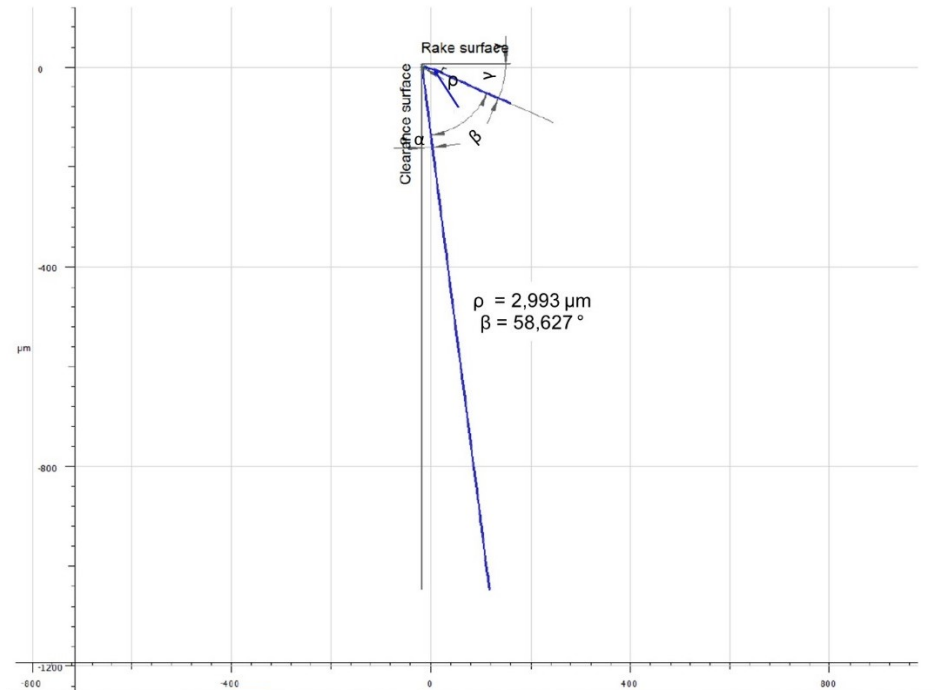
Os ensaios foram realizados utilizando insertos de metal-duro com geometria triangular com dois raios de gumes (ρ) diferentes ($\rho = 3 \mu\text{m}$ e $46 \mu\text{m}$). Todos os insertos empregados foram fornecidos pela empresa ISCAR do Brasil. A aplicação de ferramentas de corte de metal-duro vai de encontro ao trabalho desenvolvido por Ebersbach *et al.* [27]. As combinações de macro e microgeometria dos insertos foram avaliadas por meio de um microscópio de foco infinito da marca Alicona,

modelo Infinite Focus G, localizado na empresa ISCAR do Brasil. Com base nos resultados obtidos por Ebersbach *et al.* [27] e em concordância com outros trabalhos em desenvolvimento pelo grupo de pesquisa, a profundidade de corte (a_p) foi de 1 mm, o avanço (f) aplicado foi 0,2 mm e o raio de quina (r_ϵ) de 0,8 mm. A velocidade de corte (v_c) foi variada em 350 m/min, 650 m/min e 850 m/min. Foram utilizadas duas ferramentas distintas de metal-duro, a primeira de código TCMT 16T308-SM IC907 (Classe ISO M), com raio de gume (ρ) de 46 μm e a segunda de código TCGT 16T308-AS IC20 (Classe ISO N), com raio de gume de 3 μm , ambas fabricadas pela ISCAR do Brasil. Por meio de teste de hipóteses com intervalo de confiança de 95%, de acordo Montgomery e Runger [74], verificou-se que os valores de raio de gume de 3 μm e 46 μm apresentaram diferenças estatísticas significativas entre si.

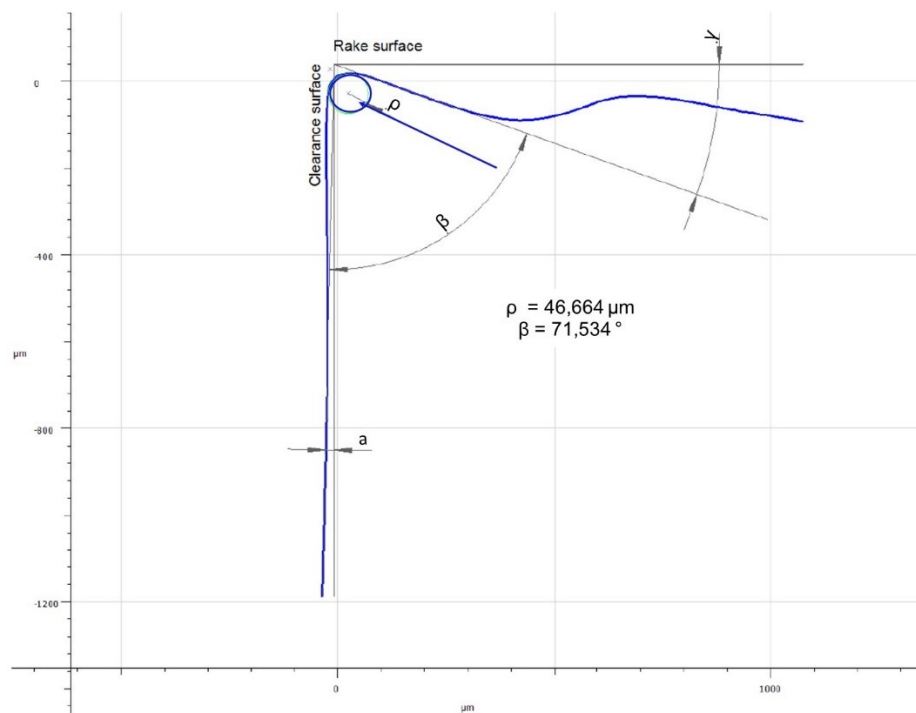
O fator K de todos os insertos foi avaliado com auxílio do microscópio de foco infinito da marca Alicona, modelo Infinite Focus G. Para raio de gume de 3 μm , o fator $K < 1$. Para raio de gume de 46 μm foi obtido valor de $K > 1$. Através de teste de hipóteses com intervalo de confiança de 95%, de acordo Montgomery e Runger [74], verificou-se que os valores de fator K para $\rho = 3 \mu\text{m}$ e $\rho = 46 \mu\text{m}$ apresentaram diferenças estatísticas significativas entre si, com P-valor = 0,011. A Figura 15 apresenta as medições do raio de gume obtidas para os dois tipos de insertos estudados, obtidas por meio do microscópio de foco infinito da marca Alicona.

Figura 15. Medições do raio de gume dos insertos estudados obtidas pelo microscópio de foco infinito da marca Alicona, modelo Infinite Focus G (a) $\rho = 3 \mu\text{m}$ e (b) $\rho = 46 \mu\text{m}$.

(a)



(b)



Fonte: Autora.

A Tabela 3 apresenta os códigos utilizados para identificação das amostras ao longo do trabalho. O Código de identificação dos ensaios foram: “350-03” quando aplicados velocidade de corte de 350 m/min e raio de gume de 3 μm ; “350-46” quando utilizados $v_c = 350$ m/min e $\rho = 46$ μm ; “650-03” quando aplicados velocidade de corte de 650 m/min e raio de gume de 3 μm ; “650-46” quando utilizados $v_c = 650$ m/min e $\rho = 46$ μm ; “850-03” quando aplicados velocidade de corte de 850 m/min e raio de gume de 3 μm ; “850-46” quando utilizados $v_c = 850$ m/min e $\rho = 46$ μm . Foram realizadas 6 condições ensaios incluindo 2 réplicas para cada, totalizando 18 ensaios.

Tabela 3. Nomenclatura para amostra de acordo com as condições de trabalho.

Condição	Velocidade de corte (v_c)	Raio de Gume (ρ)
350-03	350 m/min	3 μm
350-46	350 m/min	46 μm
650-03	650 m/min	3 μm
650-46	650 m/min	46 μm
850-03	850 m/min	3 μm
850-46	850 m/min	46 μm

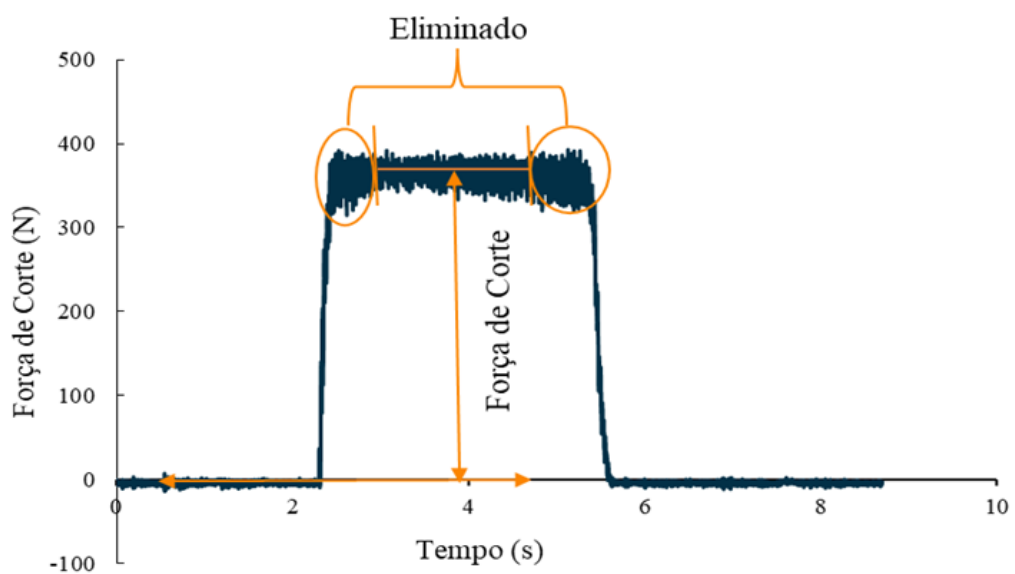
Fonte: Autora.

3.2.1. Medição das componentes da força de usinagem

Durante a execução dos ensaios de torneamento foram realizadas medições das três componentes da força de usinagem (força de corte, força de avanço e força passiva). Esse monitoramento se deu através de uma plataforma piezelétrica Kistler Instrument AG, modelo 9257, com auxílio de amplificadores Kistler, modelo 5011 e 5006, equipamento localizado no LMP. No processo de torneamento, a ferramenta de corte foi fixada na plataforma piezelétrica, na qual os esforços sofridos ao longo do processo de usinagem são transferidos para os cristais da plataforma piezelétrica. Dessa maneira, foram gerados sinais que foram transmitidos para os amplificadores através de cabos coaxiais blindados, que por sua vez estavam conectados a uma placa de aquisição *National Instrument*[®], modelo NI USB 6218. A taxa de aquisição para as 3 componentes da força de usinagem foi de 10 kHz. O processamento e gravação dos dados foram executados pelo *software* Labview[®].

Os valores das componentes da força de usinagem foram determinados por meio da diferença entre a média dos sinais adquiridos durante o corte e da média dos sinais obtidos em vazio. Desse modo, aplicou-se a medição das forças, resultante do processo de corte, com valores relativos, de maneira semelhante ao apresentado na Figura 16. Para todos os ensaios, foram desprezados os sinais das forças obtidas no início e no final do processo de usinagem.

Figura 16. Representação da medição da Força de corte (F_c) nos ensaios realizados.



Fonte: Autora.

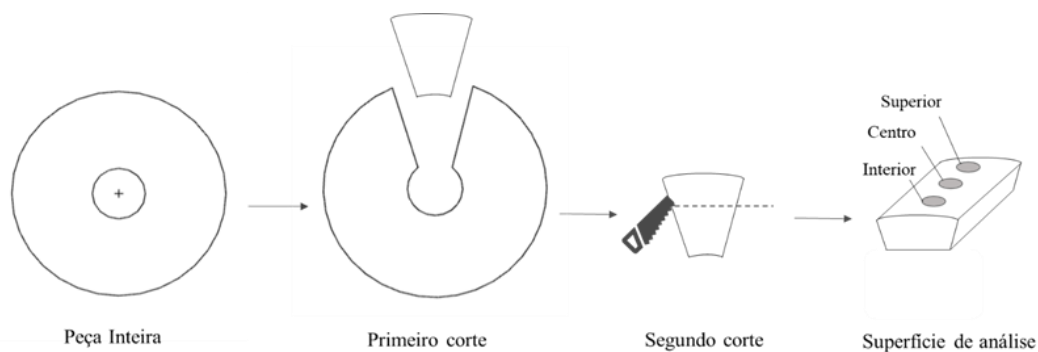
3.3. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES

A análise das superfícies usinadas por torneamento foi realizada a fim de compreender influências das diferenças entre as velocidades, bem como do raio de gume (ρ) sobre a superfície de um compósito autolubrificante. Esse estudo aconteceu por meio da análise da caracterização de morfologia, textura e integridade.

3.3.1. Morfologia das superfícies

A análise de morfologia das superfícies usinadas foi realizada por meio das imagens que foram obtidas pelo Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Tescan, modelo VEGA3 e com EDX AZtecOne da empresa Oxford Instruments, ambos localizados no LCM. A metodologia da captação das imagens das superfícies usinadas ocorreu com ampliações de 15X, 50X, 300X, 500X e 1000X, em três regiões distintas (superior, centro, inferior) do diâmetro externo, conforme a Figura 17.

Figura 17. Representação dos cortes realizados nos corpos de prova e as marcações das regiões analisadas no diâmetro externo.

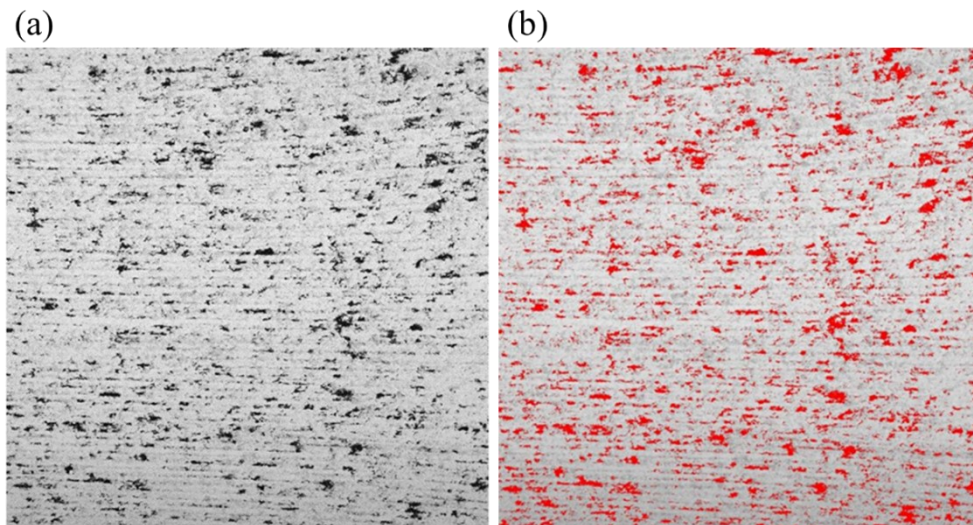


Fonte: Autora.

As imagens foram obtidas por meio de elétrons secundários (SE) e de elétrons retroespalhados (BSE). Além disso, a análise da composição química qualitativa do compósito autolubrificante foi realizada com uma microsonda de Energia Dispersiva de Raios X - EDX *microanalysis* (6733a, *ThermoScientific*), acoplada ao MEV.

Posteriormente, com aplicação da técnica *thresholding* foi feita a quantificação das áreas dos poros, comuns em processos de metalurgia do pó e dos lubrificantes sólidos, utilizando essas imagens obtidas por MEV, com auxílio dos *softwares* de imagem *Analisis Auto* da Olympus e *ImageJ*. Essa avaliação aconteceu através da diferença de coloração que os lubrificantes sólidos e os poros possuem em relação ao restante da superfície, conforme apresentado na Figura 18. Contudo, segundo Binder [3], em virtude das limitações da técnica não é possível distinguir os poros dos lubrificantes sólidos.

Figura 18. Imagem da superfície após torneamento (a) MEV com ampliação de 50X; (b) identificação dos poros e lubrificantes sólidos na imagem do MEV.



Fonte: Autora.

3.3.2. Textura das superfícies

A caracterização da textura das superfícies usinadas foi feita empregando um interferômetro de luz branca da marca Zygo, modelo Newview 7300, presente no LabMat. O equipamento permite a sobreposição das imagens da superfície com resolução lateral de 0,28 $\mu\text{m}/\text{ponto}$ e vertical de 0,1 μm .

As texturas de todas as superfícies das diferentes condições de usinagem foram avaliadas por meio de 3 regiões com área de 4 mm^2 cada, sendo uma região da amostra principal e uma região de cada uma das duas réplicas.

O processamento das superfícies coletadas aconteceu empregando o *software* MountainMaps 7.4.887. Assim, após a captura dos dados de cada condição, os dados foram primeiramente nivelados, seguido por remoção de forma cilíndrica, depois foram retocados os pontos não medidos como vales, para posteriormente remover os pontos atípicos, e em sequência preenchidos os pontos não medidos, para depois nivelar a superfície tratada novamente. Desse modo foi possível aplicar o filtro Gaussiano robusto com *cut-off* de 0,8 mm , conforme a norma ISO 16610-71 [75]. Por fim, foi gerada a tabela dos parâmetros de rugosidade.

Existe uma vasta variedade de parâmetros de rugosidade, os quais são capazes de caracterizar as diversas características de uma superfície [76]. Para avaliar as superfícies do presente trabalho foram utilizados os seguintes parâmetros.

Parâmetros de altura que foram empregados: desvio médio quadrático (S_q), Média Aritmética das Alturas (S_a) e Altura Máxima (S_z) [77].

- S_q : representa o desvio padrão da altura média da superfície da rugosidade da área analisada. Este parâmetro está relacionado diretamente com a qualidade da superfície. A equação que define o parâmetro S_q está na Equação 3, onde $z(x,y)$ é a altura de cada ponto medido na área analisada “A”.

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{A} \iint_A |z(x,y)| dx dy} \quad (3)$$

- S_a : esse parâmetro define, em valores absolutos, a diferença entre a altura dos pontos com a média aritmética dos picos e vales da superfície oriundo de um plano médio dentro da área de amostragem [77]. O parâmetro S_a pode ser calculado pela Equação 4, em que “A” é a área medida e $Z(x,y)$ representa a altura de cada ponto medido.

$$S_a = \frac{1}{A} \iint_A |z(x,y)| dx dy \quad (4)$$

- S_z : expressa a altura máxima da superfície na área estudada, isto é, a distância em Z entre o pico mais alto e o vale mais profundo.

O parâmetro híbrido utilizado foi a média quadrática da inclinação da superfície (S_{dq}).

- S_{dq} : representa o desvio médio da inclinação quadrática da textura da superfície. Este parâmetro avalia a amplitude e espaçamento dos picos da rugosidade. Ele é calculado pela Equação 5, sendo L_x o comprimento e L_y a largura da área analisada.

$$S_{dq} = \sqrt{\frac{1}{A} \int_0^{L_x} \int_0^{L_y} \left(\frac{dz(x,y)}{dx} \right)^2 + \left(\frac{dz(x,y)}{dy} \right)^2 dx dy} \quad (5)$$

Como parâmetro espacial foi empregado o S_{tr} .

- S_{tr} : avalia o aspecto da textura da superfície, caracterizando sua isotropia da superfície e sua uniformidade. Seus valores variam entre 0 e 1, onde quanto mais o S_{tr} próximo do valor 0, mais uniforme é a superfície. Já quanto mais o S_{tr} se

aproximar de 1 mais desuniforme é a superfície, logo mais representa uma superfície mais aleatória.

Parâmetros funcionais selecionados foram os presentes na curva de Abbott-Firestone, que representam a relação entre altura e razão de material, sendo eles S_{pk} , S_k e S_{vk} . Cada parâmetro está relacionado a uma área da curva de Abbott-Firestone, conforme a norma ISO 13565-2 [78], além disso foi escolhido o parâmetro de fração de apoio ($S_{mr}\%$).

- S_{pk} : esse parâmetro é definido como altura dos picos reduzidos da superfície. Esse parâmetro representa a região que primeiro será removida durante o desgaste entre componentes em contato, ou seja, a porção da superfície que sofrerá um desgaste prematuro. Assim, quanto menores os valores, melhores propriedades de amaciamento [79].
- S_k : avalia a rugosidade central da superfície, sendo a distância entre o ponto de menor altura e o ponto de maior altura, entre os picos reduzidos (S_{pk}) e os vales reduzidos (S_{vk}). Quanto menor o valor deste parâmetro indicará uma maior resistência mecânica e maior capacidade de suportar cargas durante operações de contato [79].
- S_{vk} : define a profundidade de vales da superfície reduzida, medindo os vales abaixo da rugosidade central. Esse parâmetro indica a capacidade de fluidos e/ou partículas que irão se alojar na superfície. Desse modo, valores altos desse parâmetro indica maior capacidade de retenção de fluidos [79].
- $S_{mr}\%$: expresso em percentual, esse parâmetro representa a proporção de material em um perfil que corta a rugosidade em uma altura [79].

3.3.3. Integridade das superfícies

O material foi analisado através de microscopia óptica das seções transversais dos corpos de prova com a finalidade de observar as possíveis alterações microestruturais produzidas pela usinagem na camada afetada.

Para esse fim, as amostras foram cortadas no sentido transversal utilizando uma serra manual sem presença de fluidos. Posteriormente, elas foram embutidas com resina DuroFast de alta dureza, fabricada pela empresa Struers, com o propósito de dificultar o arredondamento das interfaces das amostras. Em seguida,

foi feito o lixamento manual dos corpos de prova utilizando a sequência de lixas 100, 200, 400, 600 e 1200. Depois de lixadas, as amostras foram polidas utilizando alumina de 1 μm . Por fim, elas passaram pelo procedimento de abertura de porosidade. Os corpos de provas foram atacados por 30 segundos com Nital 2% (2% de ácido nítrico + 98% de álcool etílico puro absoluto), seguido de um polimento aplicando alumina 1 μm durante 1 minuto e 20 segundos. Depois as amostras foram atacadas novamente com Nital 2% por 30 segundos, seguido de um polimento utilizando alumina 1 μm durante 1 minuto e 20 segundos e outro polimento com alumina 0,3 μm por mais 30 segundos. Por último, as amostras passaram por mais um ataque químico com Nital 2% por 15 segundos.

Posteriormente, as imagens das microscopias reveladas foram obtidas por meio de um microscópio óptico Leica modelo DM4000 M/DFC450, presente no LabMat, para fins de mensurar a camada afetada pelo processo de usinagem. Foram feitas 3 medições em regiões diferentes com ampliação de 500X. Depois essas imagens foram avaliadas utilizando o *software Leica Application Suite (LAS 4.5)*, com a finalidade de realizar as medições das camadas afetadas.

3.4. ENSAIOS TRIBOLÓGICOS DAS SUPERFÍCIES

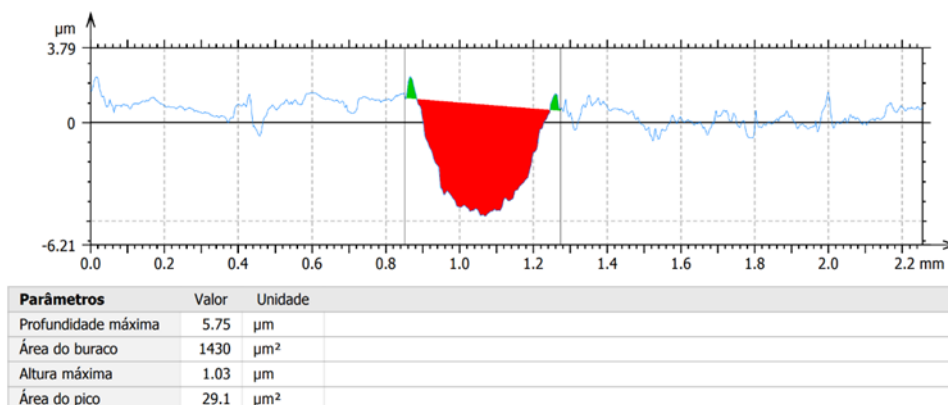
Há diferentes configurações de sistemas tribológicos para descrever a tribologia das superfícies. Para o presente trabalho, foi aplicada a configuração esfera/cilindro, a qual acontece com a esfera (contracorpo) pressionada ao cilindro (corpo de prova), porém sem rolar. A esfera empregada como contracorpo para este trabalho foi de aço AISI SAE 52100 com diâmetro de 5 mm.

Todos os ensaios de tribologia das superfícies usinadas aconteceram em um tribômetro CERT UMT-3, localizado no LabMat, com uma atmosfera controlada de temperatura ambiente de $22 \pm 4^\circ\text{C}$ e umidade relativa de $50 \pm 10\%$. A frequência de deslizamento foi de 2 Hz e comprimento de pista de 10 mm.

Os ensaios de taxa de desgaste das superfícies usinadas e somente sinterizadas foram realizados por meio de testes de aplicação de uma carga constante de 2N (pressão de contato de 0,82 GPa) durante 1h, onde para cada condição foram feitos 3 ensaios (1 principal e 2 réplicas). Paralelamente a esses ensaios de taxa de desgaste, os valores de coeficiente de atrito entre o contracorpo e a superfície do corpo de prova foram monitorados com taxa de aquisição de 100 Hz.

As marcas das pistas de desgaste foram analisadas no interferômetro óptico de luz branca da marca Zygo, modelo Newview 7300, presente no LabMat, tanto na superfície usinada, como no contracorpo. Em seguida, com auxílio do *software* MountainsMaps 7.4.887 após a remoção da forma cilíndrica do mapa topográfico, o volume da pista desgastada foi mensurado, através da área obtida do perfil médio da marca de desgaste nos corpos de prova, por meio da subtração entre a área desgastada (vermelha) e da área deformada pelo movimento do contracorpo (verde), como mostrado na Figura 19, multiplicado pelo comprimento da pista de deslocamento dos ensaios tribológicos. Para o presente trabalho, foram analisadas as marcas da pista de desgaste sobre os picos, devido à etapa aplicada como pós-processamento ser o torneamento, no qual é produzida uma superfície caracterizada por picos bem definidos, característicos de uma superfície periódica.

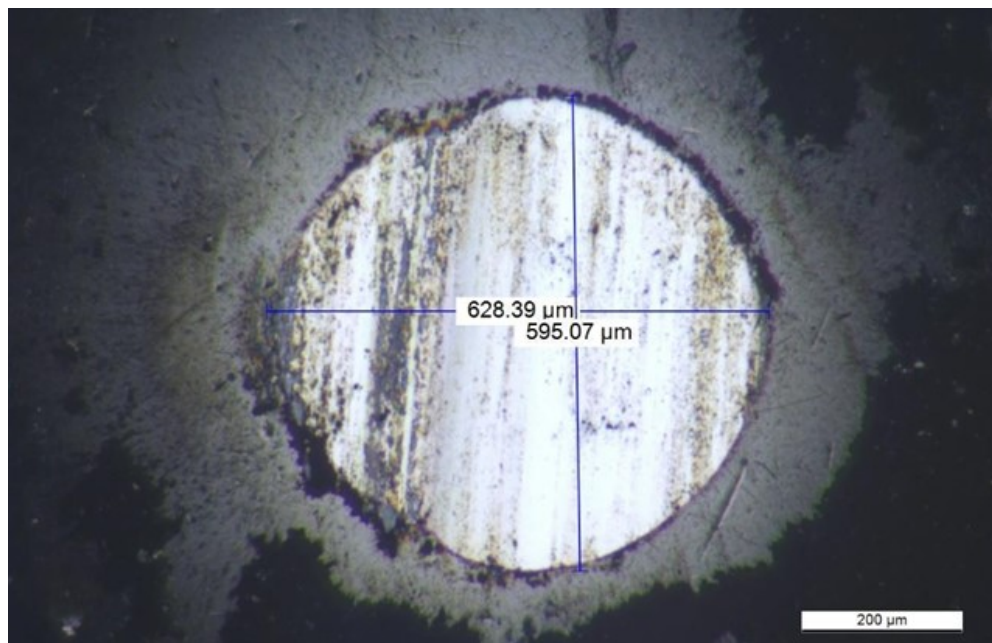
Figura 19. Área do perfil médio do desgaste na superfície processada.



Fonte: Autora.

Quanto ao volume desgastado do contracorpo, esse foi mensurado utilizando o método geométrico, por meio da marca de desgaste fotografada de um microscópio óptico Leica modelo DM4000 M/DFC450, presente no LabMat. Já as diagonais das calotas foram medidas no *software* Leica Application Suite (LAS 4.5), como mostrado na Figura 20, e desse modo foram utilizadas para o cálculo do volume desgastado.

Figura 20. Medição da marca de desgaste do contracorpo.



Fonte: Autora.

Além disso, as marcas das pistas de desgaste de cada ensaio de taxa de desgaste foram analisadas no MEV Tescan, modelo VEGA3 e o EDX (6733a, *ThermoScientific*), no LCM.

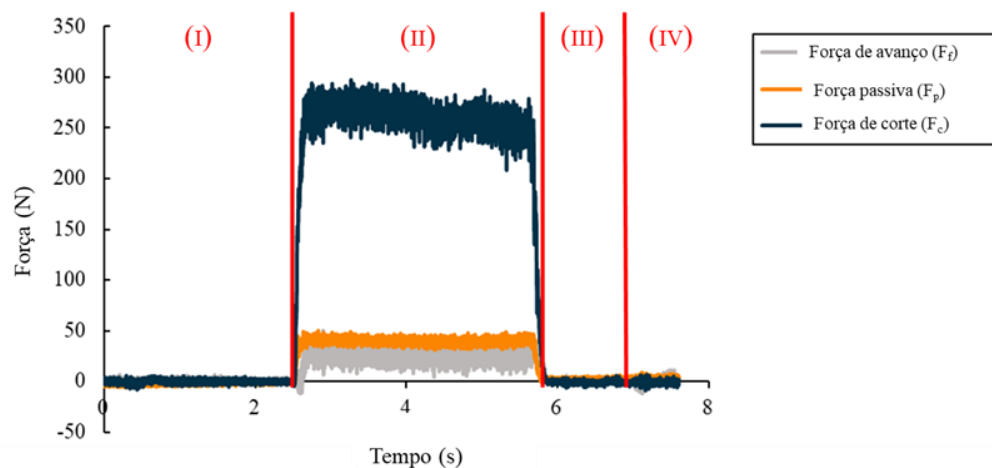
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados deste estudo serão apresentados e discutidos no presente capítulo. Primeiro serão expostos os resultados obtidos das componentes da força de usinagem em todas as condições estudadas, bem como as análises das superfícies processadas de acordo com a morfologia, textura e integridade e por fim, os resultados das análises tribológicas.

4.1. COMPONENTES DA FORÇA DE USINAGEM

A Figura 21 representa os sinais da Força de avanço (F_f), Força passiva (F_p) e Força de corte (F_c) durante a realização dos ensaios de torneamento. Para todos os ensaios, independentemente das condições testadas, ocorreram comportamentos semelhantes para as componentes da força de usinagem, onde a força de corte é a maior, seguida de avanço e da passiva.

Figura 21. Sinal da Força de avanço (F_f), Força passiva (F_p) e Força de corte (F_c) ao longo do processo de torneamento.



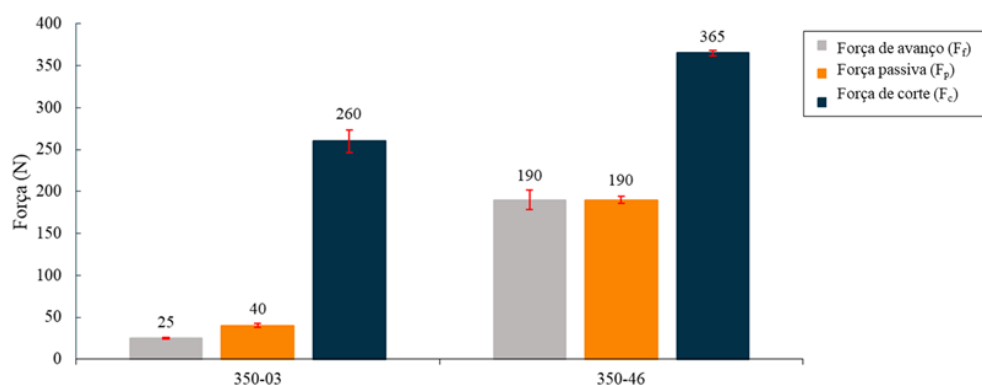
Fonte: Autora.

O comportamento dos sinais das componentes da força de usinagem no decorrer de cada operação foi identificado em 4 etapas, conforme destacado na Figura 21, e que podem ser descritas como:

- I. Etapa de aproximação da ferramenta** – momento em que as componentes da força de usinagem apresentam valores muito próximos de zero devido à aproximação da ferramenta.
- II. Etapa de corte** – compreende o período em que acontece o contato da ferramenta com a peça até que ocorra a completa remoção do material, acarretando maior magnitude dos componentes da força (F_f , F_p e F_c) durante o processo.
- III. Etapa de retorno da ferramenta** – momento em que a ferramenta sai por completo da peça e tem início o retorno da ferramenta à posição inicial.
- IV. Etapa de afastamento da ferramenta** - não há mais nenhum contato entre a ferramenta e a peça e acontece o desligamento do sistema de aquisição de dados.

Na Figura 22 são apresentados os valores médios obtidos de F_f , F_p e F_c para as condições de raio gume de 3 μm e 46 μm , ambas aplicando velocidade de corte igual a 350 m/min, com seus respectivos intervalos de confiança. O valor da F_c para a condição de menor raio de gume é estatisticamente diferente do valor obtido no maior raio de gume (P-valor = 0,000), assim como para o F_p (P-valor = 0,000) e F_f (P-valor = 0,000). Observa-se que para o inserto com $\rho = 3 \mu\text{m}$ ocorreram valores inferiores em comparação com $\rho = 46 \mu\text{m}$. Esse comportamento ocorre, pois, conforme o raio de gume é incrementado, há um aumento do fluxo de material resultando em maiores esforços [58]. Além disso, há uma alteração da interação entre o gume da ferramenta e a peça usinada, acarretando maior dificuldade na remoção de material [36]. Sabe-se que quanto menor o raio de gume maior será a facilidade de penetração da ferramenta na peça. Assim, as deformações plásticas com o aumento do raio do gume tendem a ficar mais acentuadas.

Figura 22. Componentes da força de usinagem para $v_c = 350 \text{ m/min}$.

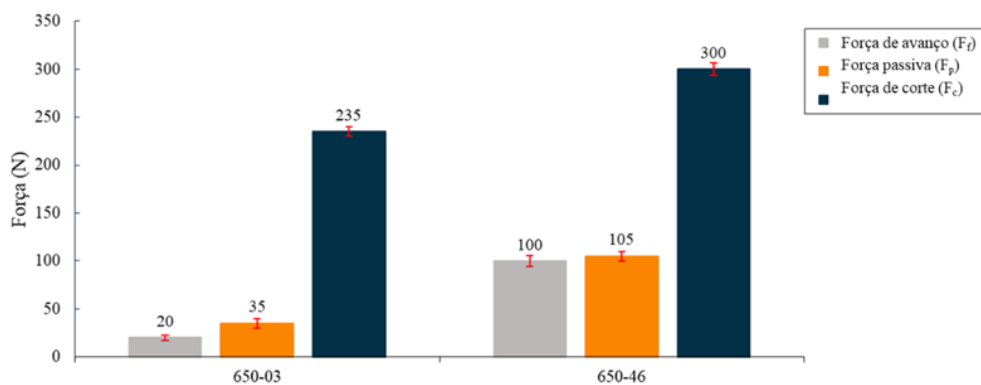


Fonte: Autora.

Segundo Wyen e Wegener [52] o raio de gume possui uma relação direta com o coeficiente de atrito, ou seja, maiores valores de raio de gume tendem a gerar maiores valores de coeficiente de atrito, e com isso ocorre um aumento da força de avanço e força de corte. Contudo, o aumento da componente da força de avanço foi mais significativo, podendo ser explicado pelo fato de as componentes estarem correlacionadas à simetria do raio do gume. Ou seja, gumes mais arredondados, com fator de $K > 1$, geram maiores deformações no material usinado, como acontece para o caso do $\rho = 46 \mu\text{m}$. Quando o fator K diminui para $K < 1$, a deformação do material usinado é reduzida, o que, provavelmente, pode ter acontecido com o caso do $\rho = 3 \mu\text{m}$ [52].

Na Figura 23 são apresentados os valores médios obtidos de F_f , F_p e F_c para as condições com velocidade de corte igual a 650 m/min, com raio de gume 3 μm e 46 μm e seus respectivos intervalos de confiança. O valor da F_c do raio de gume 3 μm é estatisticamente diferente do valor obtido no raio de gume 46 μm (P-valor = 0,000), assim como para o F_p (P-valor = 0,000) e F_f (P-valor = 0,000).

Figura 23. Componentes da força de usinagem para $v_c = 650 \text{ m/min}$.



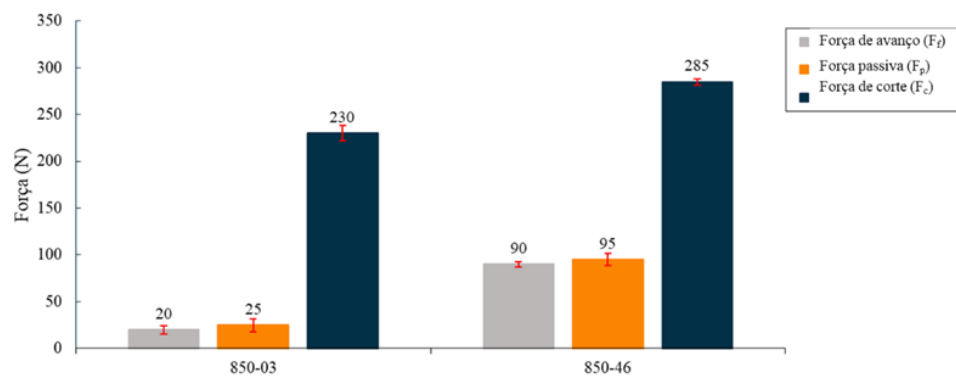
Fonte: Autora.

De forma semelhante ao primeiro caso apresentado na Figura 22, as componentes da força para os menores raio de gume apresentaram valores de componentes de força inferiores às de maior raio de gume, devido à menor deformação gerada com gumes menores [52]. Contudo, as componentes de força para o caso de $v_c = 650 \text{ m/min}$, independentemente do raio de gume, foram inferiores aos valores obtidos pela primeira situação apresentada. Isso deu-se, possivelmente, devido ao fato de que o aumento da velocidade de corte, a partir de determinado ponto, irá gerar redução das componentes da força de usinagem pelo

aumento de temperatura no corte e consequente diminuição da resistência mecânica do material [8, 30, 46].

Por fim, verifica-se que para as amostras de $v_c = 850$ m/min apresentaram a mesma característica nos resultados das componentes da força de usinagem ao longo do processamento. Na Figura 24 são mostrados os valores médios obtidos de F_f , F_p e F_c para as condições com velocidade de corte (v_c) igual a 850 m/min, com raio de gume 3 μm e 46 μm e seus respectivos intervalos de confiança. Assim como nas situações anteriores, os valores para F_c do raio de gume 3 μm é estatisticamente diferente do valor obtido no raio de gume 46 μm (P-valor = 0,000), como para o F_p (P-valor = 0,000) e F_f (P-valor = 0,000).

Figura 24. Componentes da força de usinagem para $v_c = 850$ m/min.



Fonte: Autora.

Analogamente aos casos anteriores, o aumento do raio de gume para a condição apresentada na Figura 24 gerou um aumento das componentes da força de usinagem. Outro aspecto foi que o aumento da velocidade, possivelmente, implicou na redução das componentes de força, acarretando os menores valores das componentes de força nos três casos apresentados. Com o aumento da velocidade de corte, consequentemente ocorre o aumento da temperatura durante o processo, reduzindo a resistência mecânica do material.

4.2. ANÁLISE DAS SUPERFÍCIES USINADAS

Os resultados das análises das superfícies do compósito sinterizado autolubrificante obtidas após cada condição de usinagem são apresentados e discutidos nesta seção. Os resultados estão divididos em três itens: no item 4.2.1

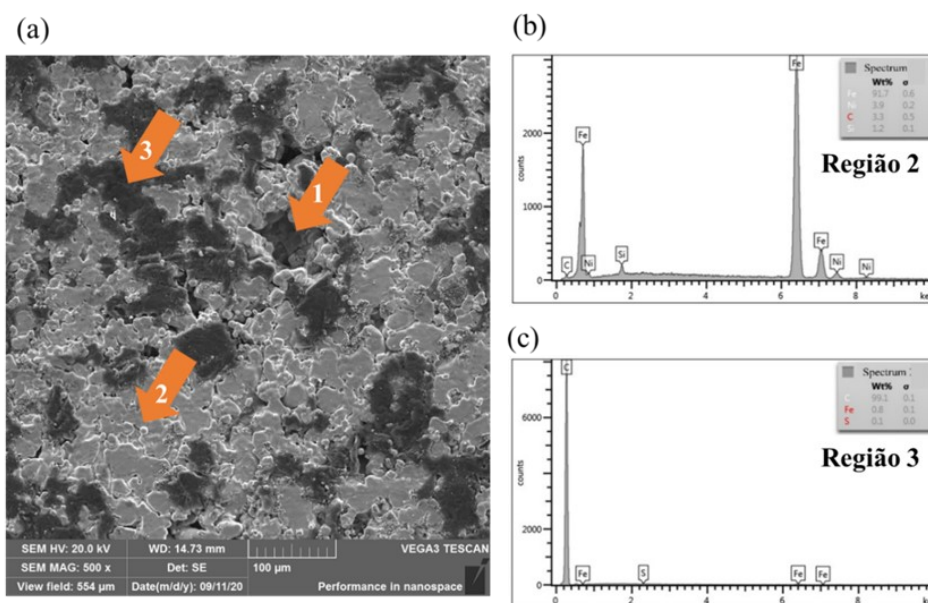
são apresentados os resultados da análise da morfologia; no item 4.2.2 são os resultados quanto à análise da textura e no item 4.2.3 são os resultados quanto à análise da integridade da superfície.

4.2.1. Análise morfológica das superfícies

A Figura 25 apresenta a microestrutura obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) da superfície do compósito autolubrificante sinterizado, assim como os espectros EDX (b) e (c). É perceptível a parcela significativa de poros sobre a superfície do compósito, destacado pela região 1 (Figura 25a). A presença de poros é oriunda da rota de fabricação do material via metalurgia do pó, e da presença de lubrificantes sólidos [3, 5, 12, 80].

Além disso, há duas outras regiões: uma mais clara evidenciada pela região 2 (Figura 25a) e uma mais escura representada pela região 3 (Figura 25a). A análise do espectro por EDX na região 2, Figura 25 (b), indicou a presença de ferro (Fe), carbono (C), níquel (Ni) e silício (Si), estando estes elementos químicos presentes na matriz metálica do material. O outro ponto evidenciado pela região 3, a análise do espectro por EDX na Figura 25 (c) constatou a presença de carbono (C), caracterizando com o lubrificante sólido do compósito estudado.

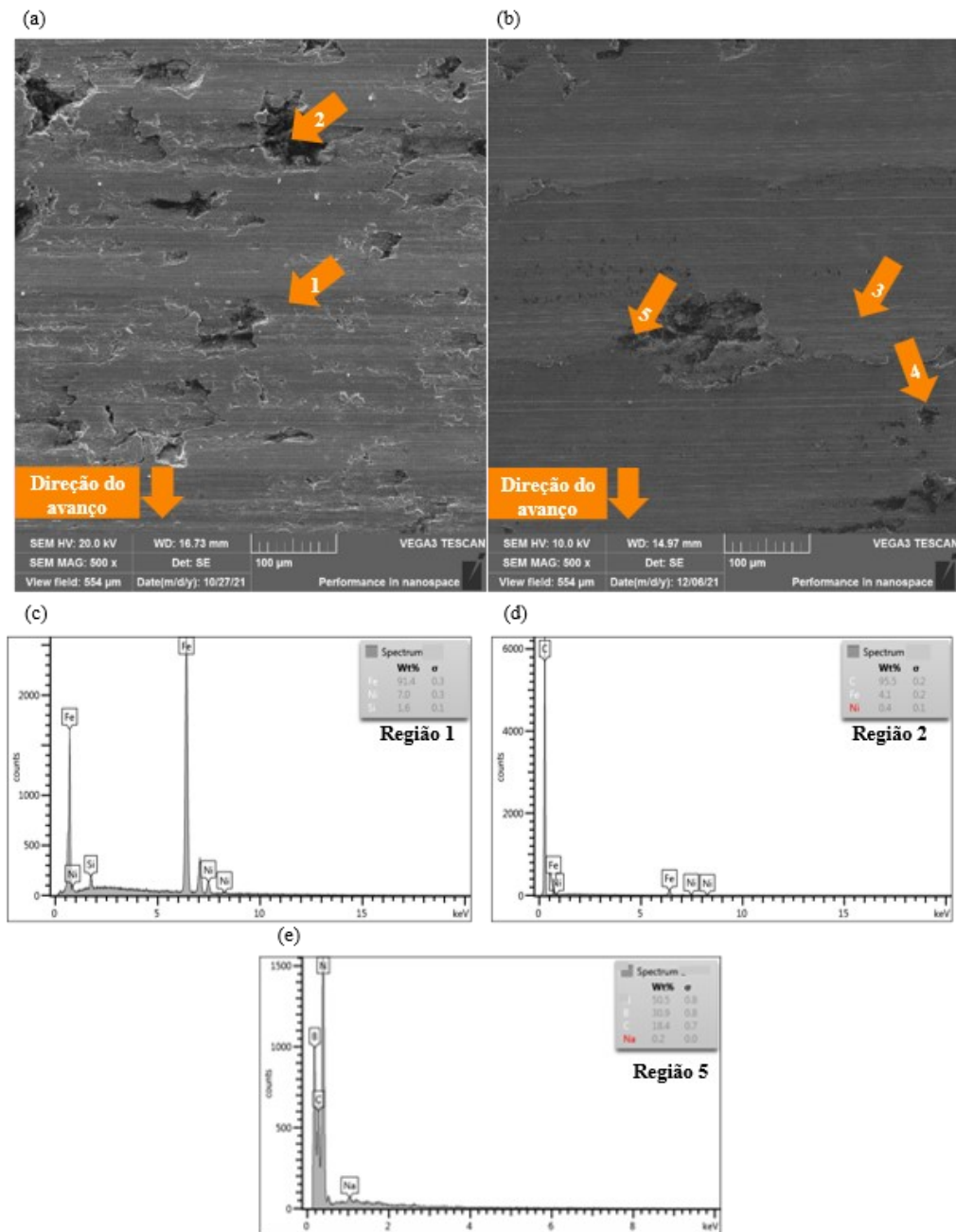
Figura 25. Imagem obtida no MEV da (a) superfície sinterizada do compósito autolubrificante e espectro EDX da (b) região 2 e (c) região 3.



Fonte: Autora.

A Figura 26 (a) e (b) mostram as imagens de MEV da superfície do compósito autolubrificante após o torneamento com $v_c = 350$ m/min, empregando ferramentas com raio de gume de $\rho = 3 \mu\text{m}$ e $\rho = 46 \mu\text{m}$, respectivamente.

Figura 26. Imagem obtida no MEV do compósito autolubrificante após torneamento $v_c = 350$ m/min com a condição (a) $\rho = 3 \mu\text{m}$ e (b) $\rho = 46 \mu\text{m}$ e espectro EDX da (c) região 1, (d) região 2 e (e) região 5.



Fonte: Autora.

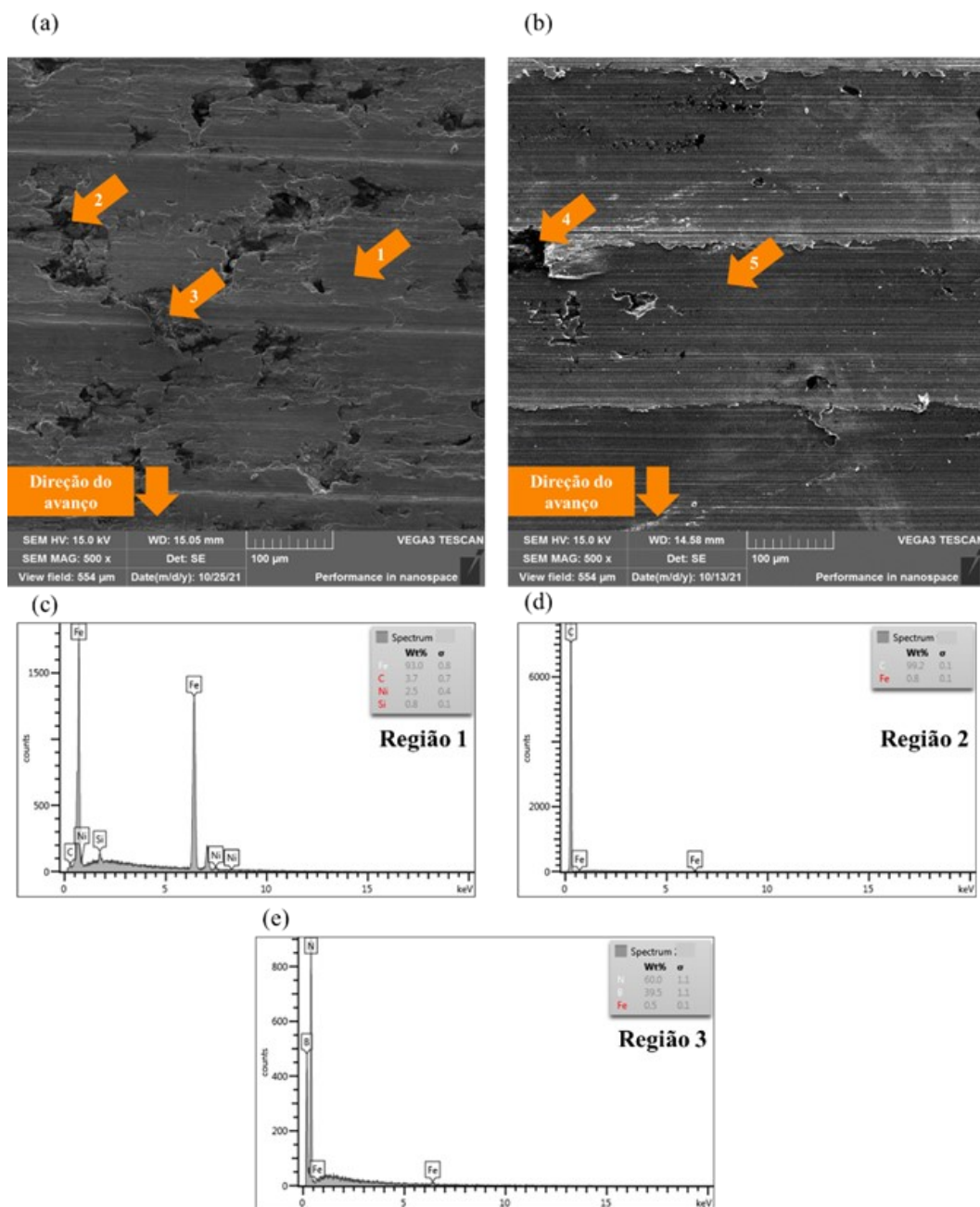
Na superfície usinada com a ferramenta de menor raio de gume ($\rho = 3 \mu\text{m}$), Figura 26 (a), é possível ver uma superfície com pouco fechamento dos poros e/ou lubrificantes sólidos, gerando uma superfície semelhante ao compósito somente sinterizado (Figura 25a). Isso acontece, possivelmente, em função de que quanto menor o raio de gume, maior será a facilidade de penetração da ferramenta na peça. Logo, menor a força necessária e menor a deformação gerada na superfície. Contudo, ainda são verificadas deformações plásticas, bem como marcas de avanço da ferramenta na superfície.

Na superfície gerada pela ferramenta com $\rho = 46 \mu\text{m}$ (Figura 26b) é verificado um maior fechamento dos poros oriundos do processo de sinterização, em comparação com superfície sinterizada (Figura 26b). A força envolvida no processo é superior à força com a ferramenta cujo raio de gume é de $3 \mu\text{m}$, o que contribui para a deformação plástica da matriz metálica do material (vide item 4.1), além de provocar marcas mais acentuadas do avanço na superfície [30, 45, 81]. Atrelado a isso, há o fato de a microestrutura do material contribuir para o fechamento dos poros e/ou lubrificantes sólidos, devido à grande quantidade de ferrita presente no compósito autolubrificante, que é uma fase caracterizada pela alta deformabilidade [5, 46, 82, 83].

As regiões destacadas pelo ponto 1 da Figura 26 (a) e ponto 2 da Figura 26 (b) aparecem ao longo de quase toda a área das imagens. Essas regiões são identificadas através da análise do espectro por EDX na Figura 26 (c) como matriz metálica em virtude da presença de ferro (Fe), níquel (Ni) e silício (Si). As regiões do ponto 3 da Figura 26 (a) e ponto 4 da Figura 26 (b) apresentaram semelhanças entre si. Em ambas as regiões foi verificada a existência de carbono (C), associado ao lubrificante sólido do material estudado. Além disso, no ponto 5 (Figura 26b) foi constatada a presença também dos elementos boro (B) e nitrogênio (N), através do espectro por EDX (Figura 26e), nos quais estão associados ao lubrificante sólido utilizado no material.

Observa-se comportamento muito semelhante ao descrito anteriormente para os resultados da segunda velocidade de corte estudada ($v_c = 650 \text{ m/min}$). Na Figura 27 (a) e na Figura 27 (b) são apresentados o MEV da superfície do compósito autolubrificante após o torneamento com $v_c = 650 \text{ m/min}$, empregando raio de gume de $\rho = 3 \mu\text{m}$ e $\rho = 46 \mu\text{m}$, respectivamente.

Figura 27. Imagem obtida no MEV do compósito autolubrificante após torneamento $v_c = 650$ m/min com a condição (a) $\rho = 3$ μm e (b) $\rho = 46$ μm e espectro EDX da (c) região 1, (d) região 2 e (e) região 3.



Fonte: Autora.

De forma análoga ao primeiro caso com $v_c = 350$ m/min, a superfície gerada utilizando a ferramenta com menor raio de gume na Figura 27 acarretou baixo fechamento dos poros e/ou dos lubrificantes sólidos, resultando em uma superfície mais semelhante à do compósito somente sinterizado. Em contrapartida, a superfície da condição 650-46 (Figura 27b) obteve menor deformação aparente quando comparada a condição 350-46 (vide Figura 24b). Apesar de ambas as

condições aplicarem o mesmo raio de gume, o aumento da velocidade provocou uma redução nos defeitos na superfície e, conseqüentemente, proporcionou uma superfície com maior qualidade [29]. Além disso, esse resultado pode estar associado aos menores resultados das componentes de força encontrados para 650-46 em relação ao 350-46.

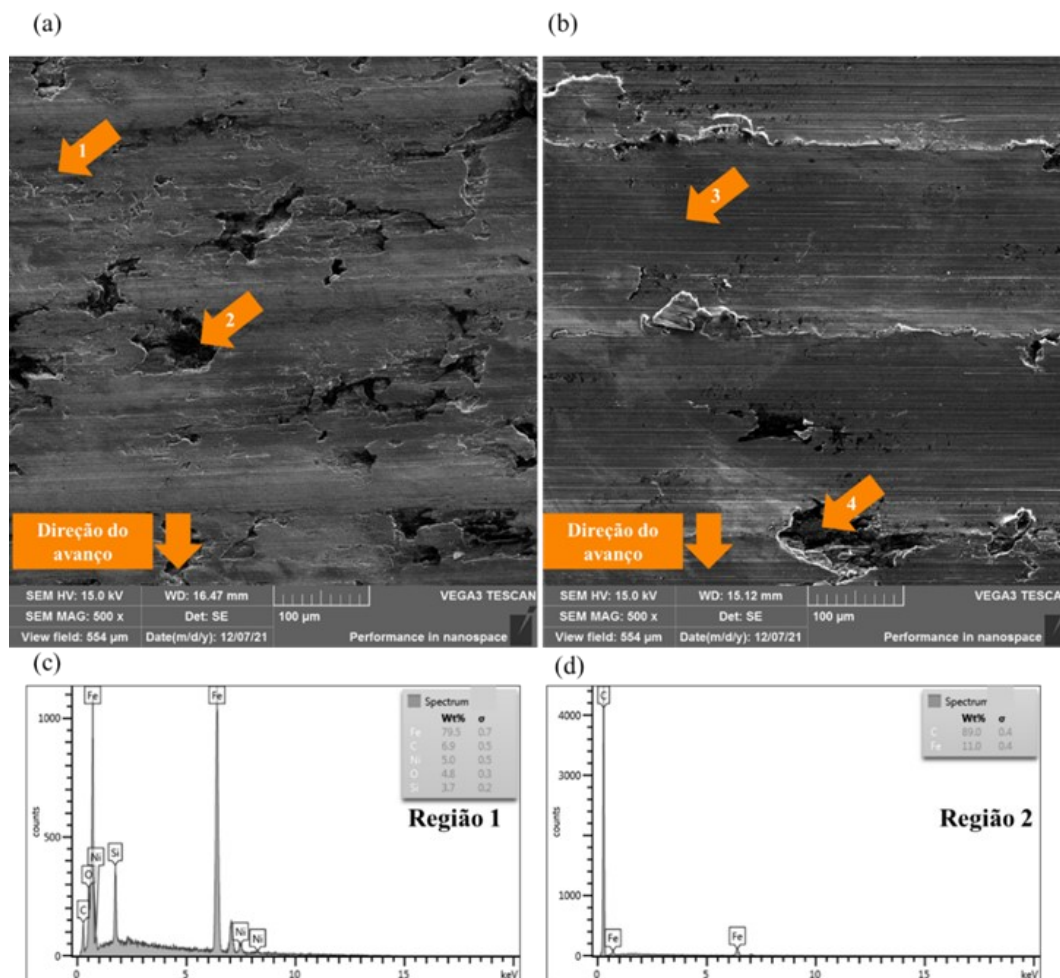
Por meio da análise do espectro por EDX na Figura 27 (c), a região do ponto 1 (Figura 27a) e do ponto 3 (Figura 27b) apresentaram semelhanças, sendo identificadas como a matriz metálica do material devido à presença de ferro (Fe), níquel (Ni) e silício (Si). A análise do espectro por EDX da região 2 (Figura 27a), de acordo com a Figura 27 (d), apresentou semelhanças nos elementos químicos da região 4 (Figura 27b), na qual foi verificada forte presença de carbono (C), podendo-se associar o fato ao lubrificante sólido existente no material. Finalmente, na região 3 (Figura 27a, o espectro EDX na Figura 27 (e), foi encontrado boro (B) e nitrogênio (N), os quais também estão relacionados à composição química do lubrificante sólido empregado no material.

As imagens obtidas por MEV das superfícies após o torneamento com emprego de $v_c = 850$ m/min são mostradas na Figura 28 (a) e (b). É verificado um comportamento muito similar aos resultados obtidos anteriormente, com as velocidades de corte mais baixas. O aumento do raio de gume provocou um aumento na deformação da superfície usinada. Além disso, das três velocidades estudadas no presente trabalho, a maior tendência a gerar superfícies mais lisas e com melhor acabamento aconteceu para a $v_c = 850$ m/min. Isso acontece em virtude dos menores valores das componentes de força de usinagem e ao aumento da velocidade da saída do cavaco da zona de corte, conforme item 4.1. O aumento da velocidade de corte conseqüentemente acarreta no aumento da velocidade de saída, assim como gera uma maior frequência na quebra do cavaco e reduz o tempo de contato do gume com a superfície. Desse modo, são gerados menores defeitos e deformações plásticas sobre a superfície do material [29].

No que tange a análise química por EDX na Figura 28 (c) e (d), independentemente da variação do raio de gume, em ambas as situações foram identificadas composições muito semelhantes. As regiões 1 (Figura 28a) e 3 (Figura 28b) apresentaram similaridades e entendeu-se como sendo a matriz metálica, devido à composição de ferro (Fe), níquel (Ni) e silício (Si), conforme a Figura 28 (c). Quanto a análise da região 2 (Figura 28a) e 4 (Figura 28b), foi verificada uma

forte presença de carbono (C) na Figura 28 (d), sendo interpretada como lubrificante sólido do compósito.

Figura 28. Imagem obtida no MEV do compósito autolubrificante após torneamento $v_c = 850$ m/min com a condição (a) $\rho = 3$ μm e (b) $\rho = 46$ μm , espectro EDX da (c) região 1, (d) região 2 e (e) região 3.

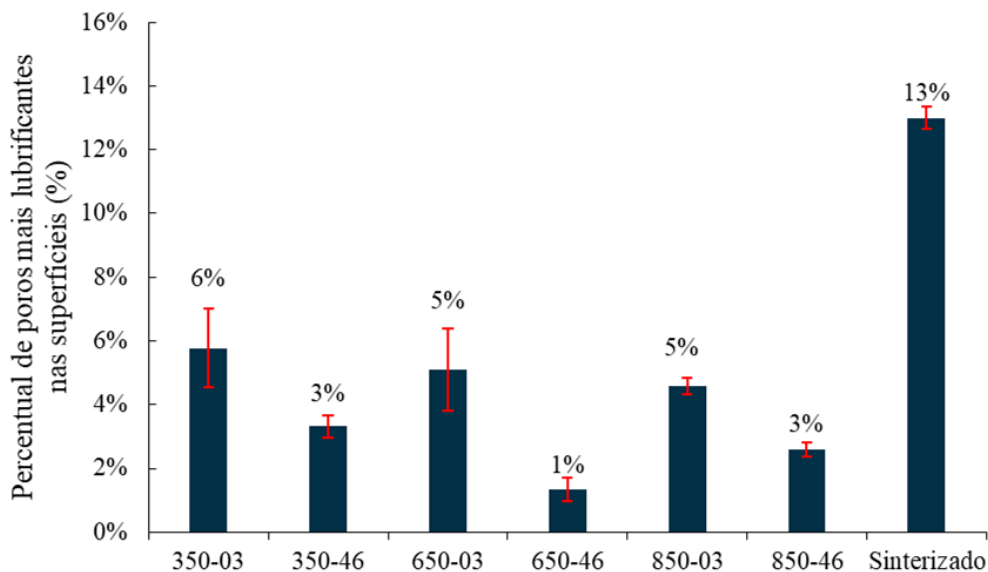


Fonte: Autora.

Em síntese, em todas as análises feitas, as imagens obtidas via MEV das superfícies pós-processadas apresentaram similaridades, independentemente dos parâmetros aplicados. Essas similaridades estão relacionadas à microestrutura do compósito autolubrificante estudado, visto que a microestrutura possui alta quantidade de ferrita, fase caracterizada pela alta deformabilidade [5]. Aliado a isso, há influência do raio de gume, que aumenta significativamente a deformação plástica do material à medida que este assume maiores valores.

As porcentagens médias das áreas dos poros mais lubrificantes sólidos nas superfícies da matéria-prima (somente sinterizada), bem como das superfícies usinadas via torneamento, com seus respectivos intervalos de confiança, estão apresentados na Figura 29.

Figura 29. Valores médios da porcentagem de poros mais lubrificantes sólidos na superfície da matéria-prima (sinterizado) e nas superfícies após os processos de torneamento.



Fonte: Autora.

A maior porcentagem encontrada de poros e partículas de lubrificantes sólidos foi verificada na situação somente sinterizada, em valores conjuntos de aproximadamente 13%. Como nenhuma etapa de processamento foi realizada sobre esta superfície, não há deformações que possam encobrir ou modificar os reservatórios de lubrificantes sólidos e os poros. Verificou-se uma redução de até 90% nos valores de poros mais lubrificantes das superfícies torneadas em relação a superfície somente sinterizada.

Observa-se na Figura 29 que nas amostras usinadas com ferramentas de menor raio de gume ($\rho = 3 \mu\text{m}$), independentemente da velocidade de corte empregada, ocorreram maiores porcentagens de poros mais lubrificantes em comparação aos ensaios realizados com maior raio de gume ($\rho = 46 \mu\text{m}$). Possivelmente esse resultado tenha relação com a menor deformação plástica na superfície ocasionada pelo menor raio de gume, como analisado anteriormente. As

superfícies com raio de gume de 3 μm não apresentaram diferença significativa entre si (P-valor = 0,341), independentemente da velocidade de corte analisada.

O aumento do raio de gume de $\rho = 3 \mu\text{m}$ para $\rho = 46 \mu\text{m}$ proporcionou uma redução de até 70% na porcentagem dos poros mais partículas lubrificantes, no caso da $v_c = 650 \text{ m/min}$ (vide Figura 29), em virtude da maior deformação plástica do material. Os valores de porcentagem aplicando a ferramenta de maior gume foram estatisticamente diferentes entre si (P-valor = 0,000).

Percebe-se por meio da Figura 29 que o menor valor da porcentagem de lubrificantes sólidos mais poros nas superfícies usinadas aconteceu com os parâmetros de corte que apresentaram maiores valores nas componentes da força de usinagem durante o processo (vide item 4.1). Sugere-se que, em virtude das maiores componentes da força durante a usinagem, os lubrificantes sólidos foram encobertos ou modificados. Isso acontece pois, conforme os esforços aumentam, há um aumento da temperatura na zona de corte que faz com que as fases de menor resistência mecânica (a fase ferrítica) tenham maior deformabilidade devido à diminuição de propriedades mecânicas [82, 83]. Desse modo, o material deformado é escoado sobre os estoques de lubrificante sólido e/ou poros, fechando-os ou modificando-os na sua grande maioria.

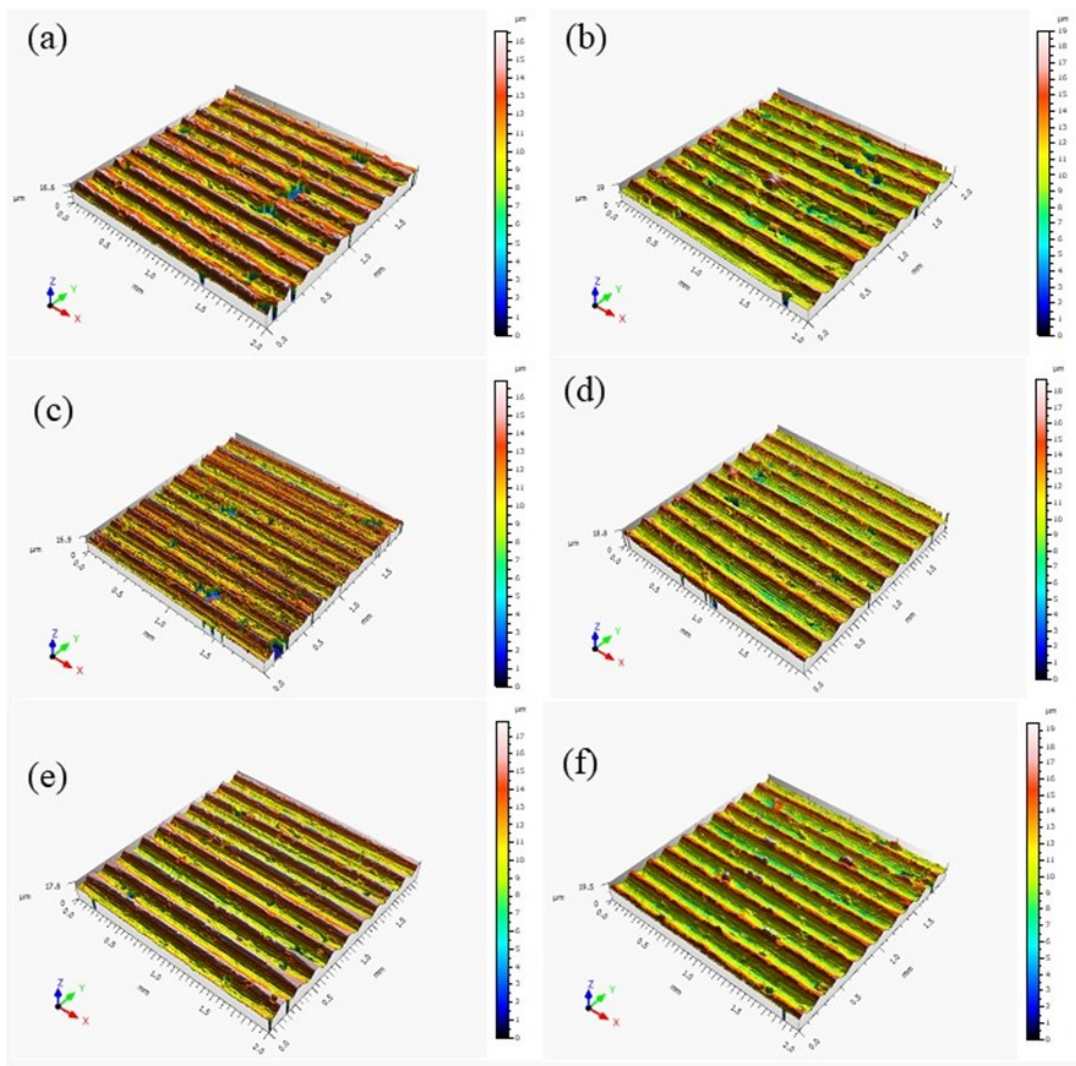
4.2.2. Análise de textura das superfícies

As topografias das superfícies usinadas por torneamento em todas as condições estudadas são apresentadas na Figura 30. Nota-se que, de maneira geral, as topografias das superfícies usinadas de todos os ensaios, independentemente dos parâmetros de corte empregados, apresentaram características similares.

A interferometria de luz branca, a técnica aplicada para analisar os resultados de topografia, possui limitações na avaliação de poros, vales e/ou picos muito elevados, devido à limitação existente na varredura de altura e na absorção de luz dos lubrificantes sólidos nas superfícies sinterizadas. Nessas condições, a luz emitida pela fonte do equipamento não é refletida de volta para o sensor do equipamento, acarretando pontos de dados não capturados e, portanto, não medidos, gerando as denominadas regiões brancas [5]. Observa-se que as superfícies usinadas apresentaram pouco ou quase nenhuma região branca na projeção tridimensional. Isso indica o efeito da deformação plástica sobre os poros na

superfície, oriundo da usinagem, uma vez que regiões brancas são derivadas da variação da topografia, as quais são associadas aos poros característicos do processo de metalurgia do pó, bem como dos estoques de lubrificantes sólidos [5].

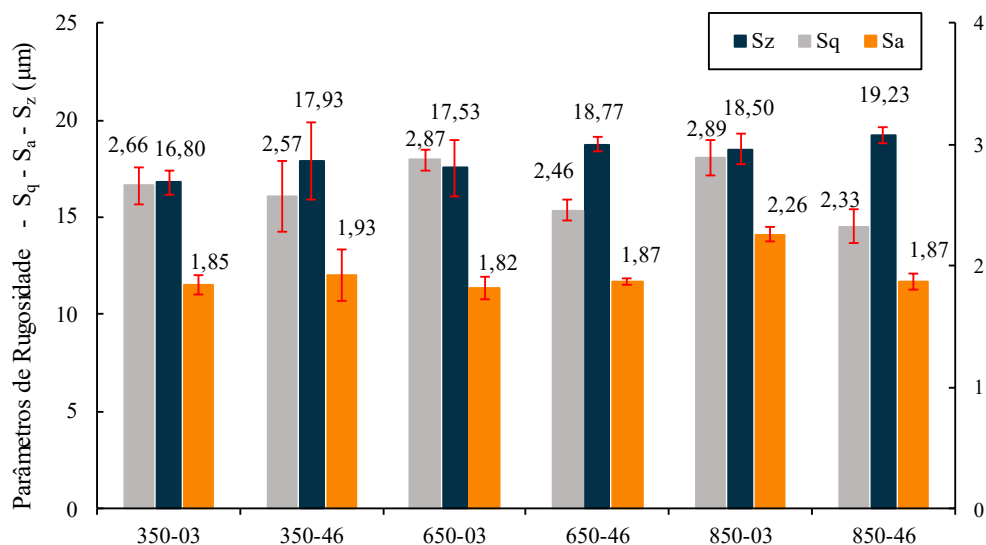
Figura 30. Topografias das superfícies usinadas por torneamento (a) 350-03 (b) 350-46 (c) 650-03 (d) 650-46 (e) 850-03 e (f) 850-46.



Fonte: Autora.

A Figura 31 apresenta os valores médios de rugosidade quanto aos parâmetros de altura S_a , S_q e S_z , com seus respectivos intervalos de confiança, para as superfícies usinadas.

Figura 31. Parâmetros de rugosidade de altura das superfícies torneadas nas condições de 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.



Fonte: Autora.

De maneira geral, para todas as condições de ensaio os valores de S_q apresentaram diferenças significativas entre elas (P -valor = 0,000). Isso implica afirmar que há diferença entre a altura dos pontos com a média aritmética dos picos e vales da superfície oriundo de um plano médio dentro da área de amostragem [80].

Assim como o S_q , o S_a apresentou diferença estatística entre os valores (P -valor = 0,001). Esse parâmetro refere-se à qualidade da superfície, portanto, de maneira geral para todas as situações estudadas a qualidade na topografia são estatisticamente distintas [79].

O parâmetro S_z apresentou valores próximos entre as condições analisadas, com valores médios estatisticamente iguais (P -valor = 0,244). Logo, é provável que a magnitude da distância entre o vale mais profundo e o pico mais alto sejam semelhantes entre si [80]. Os menores valores de S_z aconteceram para as condições que utilizaram o menor raio de gume analisado ($\rho = 3 \mu\text{m}$). Segundo Zhuang *et al.* [58], menores raios de gume acarretam menores deformações à superfície, devido provocarem menores esforços durante o processo de corte (vide item 4.1), e, portanto, acarretam a diminuição da amplitude na superfície.

Os valores obtidos nos parâmetros de rugosidade quanto à altura devem-se, possivelmente, ao processo de usinagem empregado e aos parâmetros empregados durante o processo. Torneamento é um processamento que pode ser utilizado com

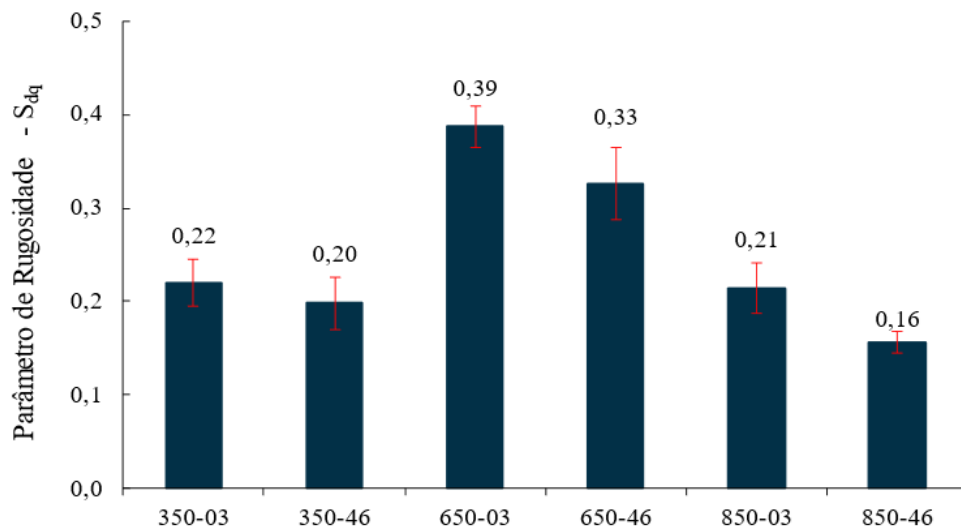
a finalidade de desbaste, que tem como objetivo remover a maior quantidade de material em um curto espaço de tempo [46]. Atrelado a isso, tem-se o fato de que o material usinado é um compósito, o qual possui em sua microestrutura a predominância de ferrita (Figura 11, vide item 3.1) que tem como característica alta deformabilidade [5, 30, 46,84].

A Figura 32 apresenta os valores do parâmetro híbrido S_{dq} para todas as condições estudadas. As superfícies 350-03 e 350-46 apresentaram valores médios de 0,22 e 0,20, respectivamente. O aumento do raio de gume não gerou alteração significativa no parâmetro híbrido, não apresentando diferença estatística para os resultados de S_{dq} (P-valor = 0,321).

As condições 650-03 e 650-46 (Figura 32) apresentaram, respectivamente, valores médios de $S_{dq} = 0,39$ e $0,33$. A condição 650-46 acarretou uma redução nos parâmetros S_{dq} de aproximadamente 15%, com diferença significativa (P-valor = 0,002), em relação à condição 650-03. Dentre as situações analisadas foi a que apresentou maiores valores de S_{dq} , portanto, é provável que apresente uma superfície com maior amplitude entre os picos e vales da rugosidade, gerando maior desvio de valores [77].

As superfícies 850-03 e 850-46 apresentaram valores distintos para o parâmetro híbrido, sendo estatisticamente diferentes entre eles, com $S_{dq} = 0,21$ e $0,16$ (P-valor = 0,02), respectivamente. Em contrapartida, as condições nas quais foi empregada uma velocidade de corte de 850 m/min resultaram nos menores valores para o parâmetro S_{dq} . Sugere-se que esse resultado aconteceu devido ao aumento da velocidade de corte ter gerado uma redução das componentes da força de usinagem (vide item 4.1), proporcionando menores amplitudes entre picos e vales, logo menores valores de S_{dq} .

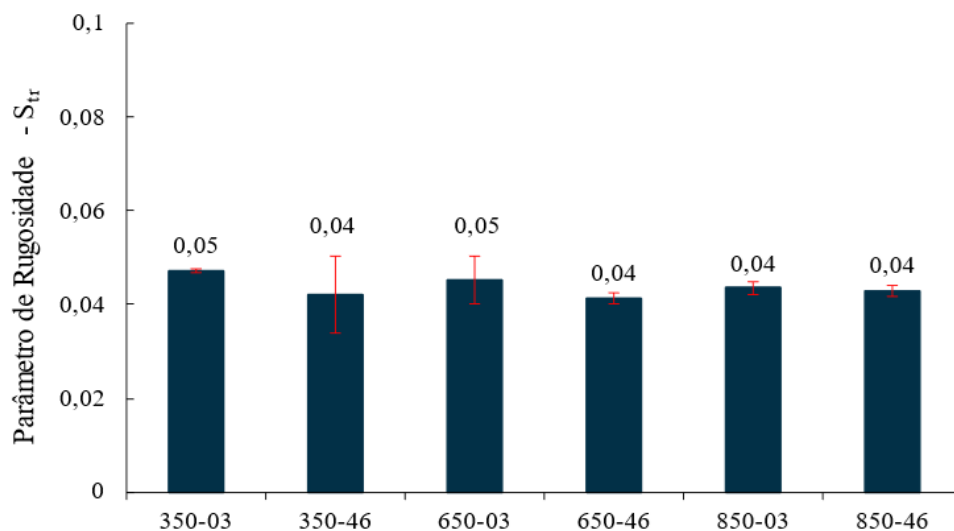
Figura 32. Parâmetro híbrido de rugosidade S_{dq} para as superfícies torneadas nas condições de 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.



Fonte: Autora.

A Figura 33 apresenta o parâmetro espacial S_{tr} que caracteriza a superfície após os processos de usinagem.

Figura 33. Parâmetro espacial S_{tr} para as superfícies torneadas nas condições de 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.



Fonte: Autora.

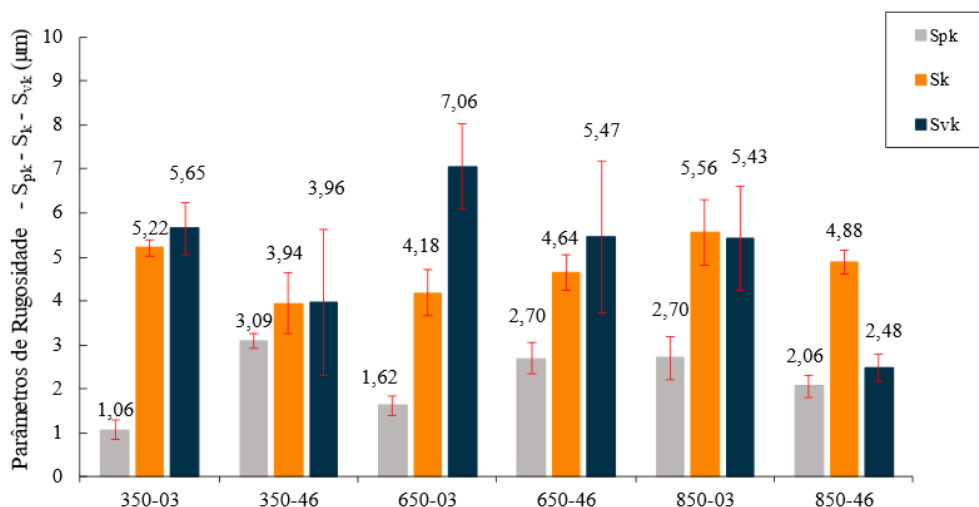
O processo de torneamento aplicando velocidade de corte de 350 m/min resultou em valores médios de S_{tr} de 0,05 e 0,04, para $\rho = 3 \mu\text{m}$ e $\rho = 46 \mu\text{m}$, respectivamente. A variação do raio de gume não provocou diferença significativa no parâmetro espacial para esta velocidade de corte (P-valor = 0,703). As superfícies 650-03 e 650-46, embora tenham apresentado valores para parâmetro espacial semelhantes de 0,05 e 0,04, respectivamente, são estatisticamente diferentes entre si (P-valor = 0,023). As condições nas quais foram empregadas velocidades de corte de 850 m/min apresentaram o mesmo valor no parâmetro ($S_{tr} = 0,04$), exibindo semelhanças estatísticas (P-valor = 0,495).

Segundo Whitehouse [77] uma superfície é considerada anisotrópica quando suas características, independentemente das direções medidas, não são idênticas, ou seja, S_{tr} com valores muito próximos de 0. Já isotrópica quando as suas características são idênticas, independentemente da direção medida, ou seja, S_{tr} muito próximo a 1. Em peças produzidas por torneamento espera-se uma superfície tendendo para anisotropia, isto é, presença de direcionalidade na textura das superfícies usinadas em virtude das marcas deixadas na superfície pelo avanço da ferramenta de corte [87]. Aliado a isso, o material do presente estudo tem alta quantidade de ferrita em sua microestrutura, facilitando a deformação plástica, obtiveram-se superfícies usinadas anisotrópicas com valores de S_{tr} próximos a 0.

Ebersbach [5] observou comportamento semelhante em seu trabalho, no qual empregou a etapa de torneamento como pós-processamento à sinterização em compósitos autolubrificantes. Ebersbach [5] obteve S_{tr} com valores próximos a 0, em virtude da combinação da ferramenta de corte utilizada e da elevada quantidade de ferrita do material. O fato aconteceu devido à maior área de contato com a superfície produzida pelo inserto, assim deformando plasticamente mais picos da textura das superfícies.

A Figura 34 apresenta os valores médios dos parâmetros funcionais de rugosidade da curva de Abbott-Firestone para as superfícies usinadas.

Figura 34. Parâmetros funcionais S_{pk} , S_k e S_{vk} da curva de Abbott-Firestone, para as superfícies torneadas 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.



Fonte: Autora.

A superfície torneada com $v_c = 350$ m/min e $\rho = 3$ µm resultou em valores de $S_{pk} = 1,06$ µm, $S_k = 5,22$ µm e $S_{vk} = 5,65$ µm. A superfície usinada com a mesma velocidade ($v_c = 350$ m/min), contudo utilizando ferramenta de corte com $\rho = 46$ µm, apresentou valores inferiores para os mesmos parâmetros da curva de Abbott-Firestone, com 3,09 µm de altura média dos picos (S_{pk}), 3,94 µm de altura média da rugosidade do núcleo (S_k) e 3,96 µm de profundidade média dos vales (S_{vk}), apresentando diferença significativa para os três parâmetros apresentados (P -valor = 0,000). Com isso, conclui-se que o processo no qual foi empregado o menor raio de gume ($\rho = 3$ µm) resultou em superfícies com maior altura dos picos, devido ao maior valor de S_{pk} , a maior altura do núcleo de perfil de rugosidade em virtude do seu valor de S_k e maior profundidade de vales, devido ao aumento de S_{pk} . Além disso, o maior valor do parâmetro S_{vk} foi obtido com emprego do menor raio de gume analisado, o que implica que $\rho = 3$ µm gerou menor deformação à superfície que $\rho = 46$ µm, modificando e/ou encobrendo em menor proporção os poros e estoques de lubrificantes [25].

Observa-se comportamento semelhante ao descrito anteriormente na segunda velocidade de corte estudada ($v_c = 650$ m/min). As condições de torneamento 650-03 e 650-46 apresentaram valores médios de 1,62 e 2,70 µm para S_{pk} , 4,18 e 4,64 µm para S_k e 7,06 e 5,47 µm para S_{vk} , respectivamente. Os valores

apresentaram semelhanças estatísticas para S_k (P-valor = 0,245) e S_{vk} (P-valor = 0,091), mas foram estatisticamente diferentes para S_{pk} (P-valor = 0,008). A condição 650-03 apresentou redução em torno de 40% para S_{pk} e 10% para S_k e aumento de 29% para S_{vk} em relação à condição 650-46. Para o menor raio de gume houve menor valor das componentes da força de usinagem (vide item 4.1). Assim, menor deformação significativa para aparecimento dos picos característicos do processo de torneamento, logo, menor fluxo de material para preencher os vales e reduzir a profundidade destes [25].

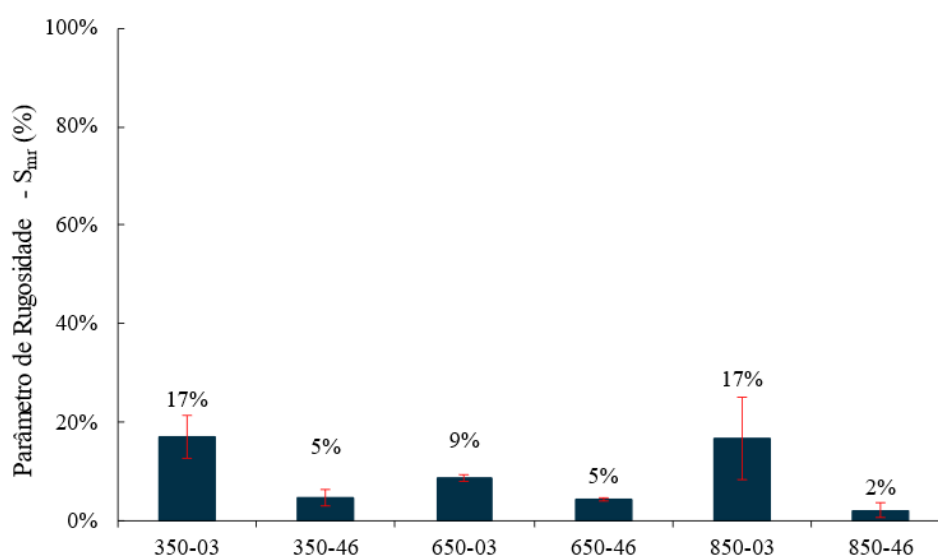
Os valores médios dos parâmetros funcionais obtidos por 850-03 e 850-46 (Figura 34) foram, respectivamente, 2,70 e 2,06 μm para S_{pk} , 5,56 e 4,88 μm para S_k e 5,43 e 2,48 μm para S_{vk} . Os resultados não apresentaram diferença significativa para os parâmetros S_{pk} (P-valor = 0,272) e S_k (P-valor = 0,245), contudo, apresentaram diferença estatística no terceiro parâmetro da curva de Abbott-Firestone, S_{vk} (P-valor = 0,000). A considerável redução dos parâmetros de S_{vk} com o aumento do raio de gume de $\rho = 3 \mu\text{m}$ para $\rho = 46 \mu\text{m}$ indica que maiores esforços durante o processamento (vide Figura 24) provocaram maiores deformações à superfície, gerando maiores modificações dos vales.

Observa-se por meio da Figura 34 que houve uma redução dos valores de S_{vk} e aumento de S_{pk} com o aumento do raio do gume. Isso está relacionado aos maiores valores das componentes da força de usinagem durante o processo (vide item 4.1) aliado com uma microestrutura ferrítica, que intensifica a deformação da superfície e acarreta a redução dos S_{vk} . Por outro lado, na condição aplicando a velocidade 850 m/min S_{pk} diminuiu com o aumento do raio de gume. Uma possível explicação para tal comportamento são os fenômenos de transição que acontecem nesta velocidade de corte, desse modo indo na direção contrário dos valores obtidos pelas demais velocidades de cortes.

Os valores de fração de apoio ($S_{mr\%}$) medido das superfícies após os processos de torneamento, com seus respectivos intervalos de confiança, são apresentados na Figura 35. Foi estabelecido um limite de projeto mínimo de 80% para que, quando o material é submetido a um desgaste inicial de 3 μm , a proporção de material ainda seja suficiente para suportar a carga aplicada durante o uso. Observa-se que nenhuma das superfícies estudadas conseguiram atingir o limite de projeto. Isso implica dizer que as superfícies analisadas possuem baixa capacidade de suporte de carga durante seu emprego e baixa resistência à abrasão [28].

Comportamento semelhante foi encontrado no estudo desenvolvido por Faria [28] quando aplicados processos de furação e alargamento para o mesmo material empregado no presente estudo. A autora obteve valores de $S_{mr}\%$ de 1% para furação e 20% para alargamento. Esse resultado consiste em afirmar que as superfícies possuem muitos picos elevados, muitos vales profundos e distribuídos de maneira aleatória, e, portanto, não possuindo capacidade de suportar a carga durante o emprego de alta resistência abrasão [25, 28].

Figura 35. Parâmetros de fração de apoio ($S_{mr}\%$) para as superfícies torneadas 350-03, 350-46, 650-03, 650-46, 850-03 e 850-46.

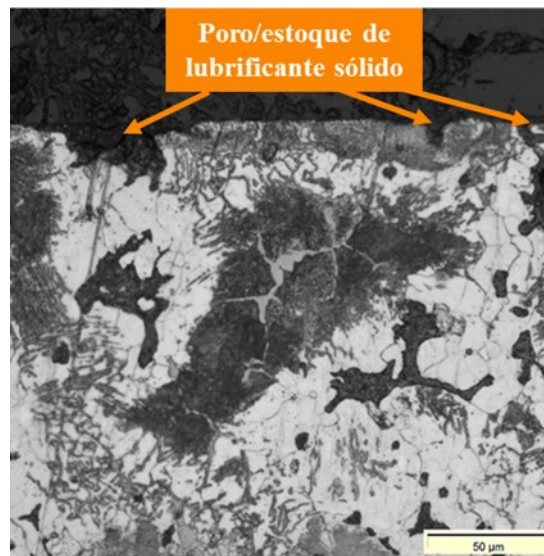


Fonte: Autora.

4.2.3. Análise da integridade das superfícies

A Figura 36 apresenta a imagem obtida no microscópio óptico com as características microestruturais do material autolubrificante após o processo de sinterização. Nota-se que o material possui poros e/ou estoques de lubrificantes sólidos abertos na sua superfície.

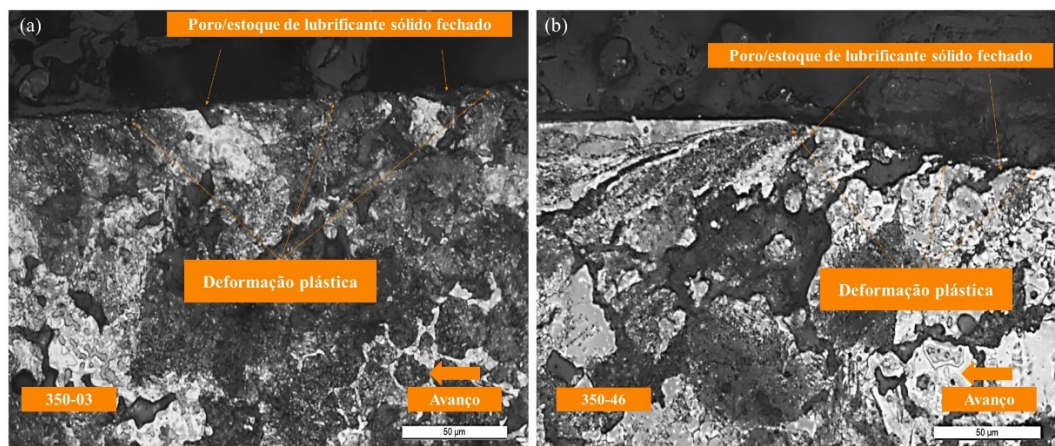
Figura 36. Integridade da superfície sinterizada.



Fonte: Autora.

A integridade das superfícies usinadas com velocidade de corte de 350 m/min para as duas condições de raio de gume, $\rho = 3 \mu\text{m}$ e $\rho = 46 \mu\text{m}$, é mostrada na Figura 37.

Figura 37. Integridade da superfície usinada para o material após os processos de torneamento nas condições (a) 350-03 e (b) 350-46.



Fonte: Autora.

No contexto geral, as integridades das superfícies usinadas das amostras apresentadas, com relação à sua aparência, são semelhantes. Todavia, as imagens das superfícies usinadas apresentaram diferenças quando comparadas com a microestrutura da superfície sinterizada na Figura 36. Essas diferenças são oriundas da usinagem, que devido aos esforços durante o processamento afetam a integridade

das superfícies. Uma das principais modificações da microestrutura é observada por meio dos fechamentos dos poros e/ou lubrificantes sólidos, em virtude das deformações plásticas na camada mais próxima da superfície usinada, sendo esta denominada de camada limite. Esse fechamento dos estoques de lubrificantes sólidos pode vir a ser prejudicial no seu desempenho tribológico [61].

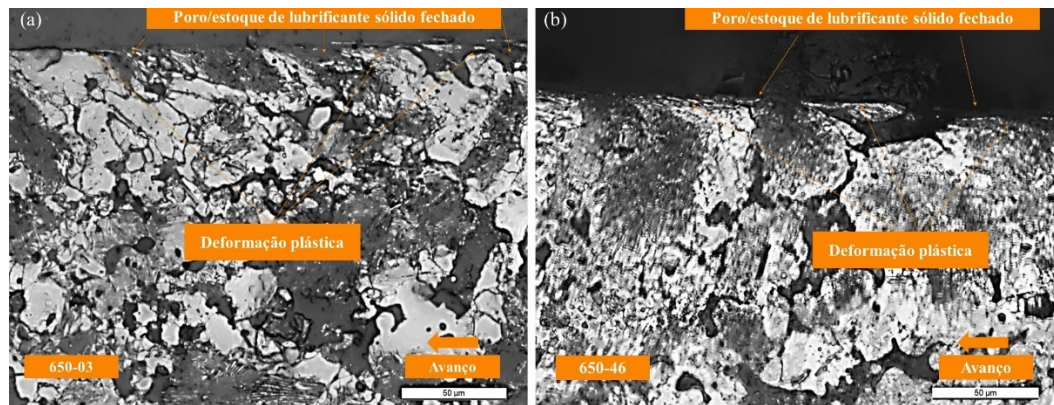
Por meio da análise das imagens da Figura 37, observa-se que a condição com maior raio de gume (350-46) modificou em maior proporção a microestrutura que a de menor raio (350-03), devido à primeira condição apresentar uma superfície menos uniforme e maior encobrimento dos poros que a segunda. Vale ressaltar que a geometria do inserto utilizado é um dos fatores de maior influência sobre a deformação plástica das superfícies usinadas [86, 87]. Os resultados da integridade da superfície estão de acordo com os resultados obtidos da porcentagem de área ocupada por poros mais lubrificantes sólidos da Figura 29 (vide item 4.2.1), em que a superfície usinada na condição de $v_c = 350$ m/min e $\rho = 46$ μm apresentou menor porcentagem comparada à condição de $v_c = 350$ m/min e $\rho = 3$ μm .

A microestrutura ferrítica dos materiais também tem contribuição significativa na deformabilidade, uma vez que essa colaborou para acentuar a deformação plástica no processo de usinagem [77, 88]. O composto autolubrificante empregado no presente estudo apresenta microestrutura heterogênea, com a presença de poros, provenientes do processo de sinterização (vide Figura 12, item 3.1), que provocam concentradores de tensões durante a usinagem e, conseqüentemente, marcas e/ou defeitos na superfície. A presença de perlita na matriz metálica de ferrita colabora para a oscilação das deformações plásticas na camada limite. A perlita possui maior resistência mecânica que a ferrita [20, 30, 46], e, portanto, quando o gume da ferramenta de usinagem encontra a partícula de perlita e esta é pressionada contra a matriz de ferrita, acarreta uma deformação plástica em maior proporção na ferrita. Assim, quando as deformações plásticas oriundas do processo de usinagem ultrapassam o limite de resistência à ruptura do material, falhas foram geradas na sua estrutura, como é mostrado na Figura 37.

A Figura 38 apresenta a integridade das superfícies usinadas nas condições de 650-03 e 650-46. De maneira análoga ao primeiro grupo de amostra (Figura 37), as duas situações apresentam similaridades entre si. Ambas possuem alguns

estoques de lubrificantes sólidos abertos na superfície, entretanto com predominância de poros/estoques fechados.

Figura 38. Integridade da superfície usinada para o material após os processos de torneamento nas condições (a) 650-03 e (b) 650-46.

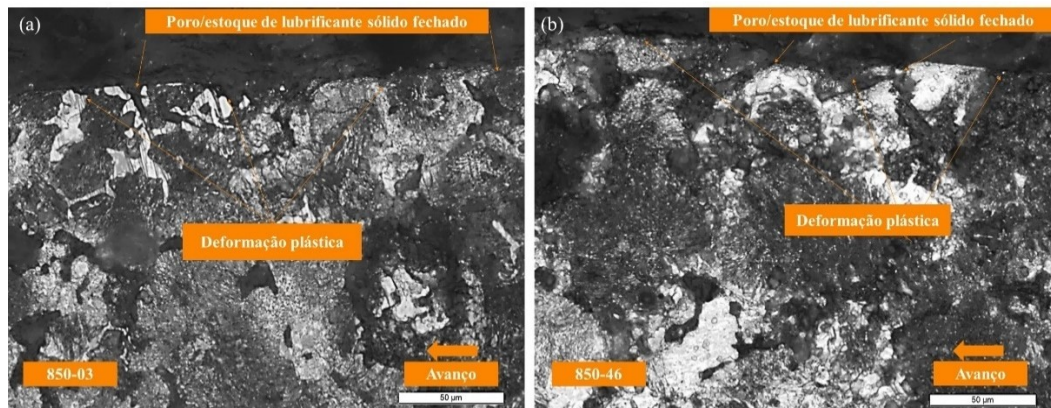


Fonte: Autora.

Constatou-se por meio das imagens da integridade que houve camada afetada pelo processamento, independentemente do raio de gume empregado. Contudo, em decorrência da influência do raio de gume na deformação plástica, o $\rho = 3 \mu\text{m}$ apresentou nível de modificação na microestrutura do material inferior à da microestrutura do material usinado com ferramentas com $\rho = 46 \mu\text{m}$. Também foi possível observar que alguns poros e/ou lubrificantes foram encobertos pelo fluxo plástico causado pela deformação do material na superfície. Isso está conforme com os resultados obtidos sobre a porcentagem de poros e/ou lubrificantes sólidos da Figura 29 (vide item 4.2.1), em que as superfícies usinadas apresentaram menor porcentagem em relação as superfícies somente sinterizadas. Geralmente, os processos de usinagem produzem nas superfícies usinadas deformações elásticas e plásticas que modificam não somente a textura dessas superfícies, mas também modificam a subsuperfície do material [30, 61, 83].

A integridade das superfícies nas condições aplicando $v_c = 850 \text{ m/min}$, para as duas condições de raio de gume, $\rho = 3 \mu\text{m}$ e $\rho = 46 \mu\text{m}$, é exibida na Figura 39.

Figura 39. Integridade da superfície usinada para o material após os processos de torneamento nas condições (a) 850-03 e (b) 850-46.

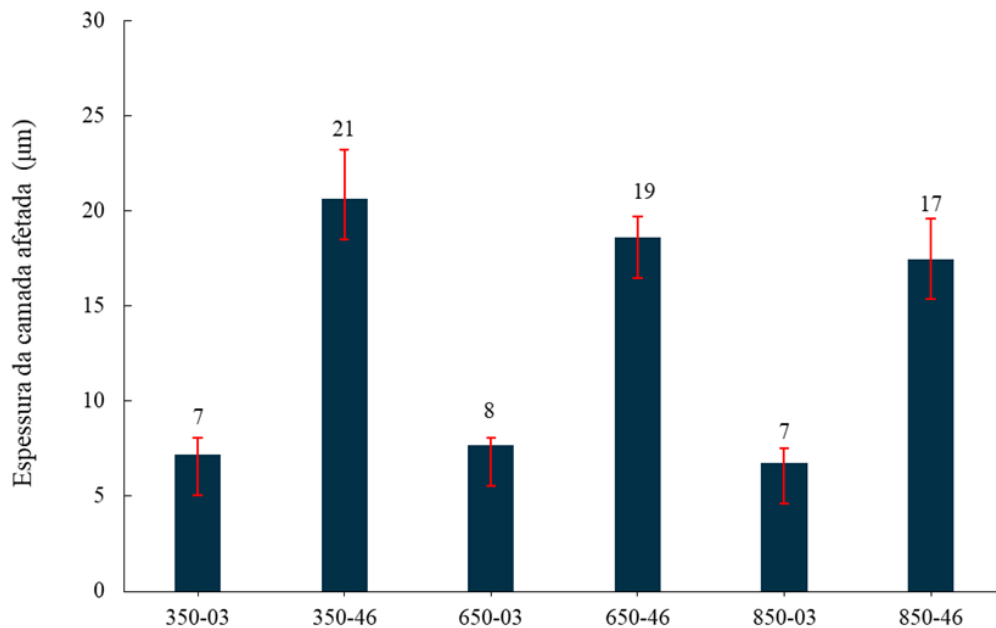


Fonte: Autora.

Em ambas as situações também é possível identificar uma zona afetada após o processo de usinagem, de acordo com a diferença para a superfície sinterizada (Figura 36). As micrografias das superfícies estão conforme os resultados encontrados na Figura 27 (vide item 4.2.1), sendo que nas duas condições para esse processo ocorreu diminuição na porcentagem de poros mais lubrificantes quando comparada à superfície sinterizada. Observa-se ainda que a superfície de menor raio de gume ($\rho = 3 \mu\text{m}$) apresenta uma superfície mais uniforme do que a de maior raio de gume ($\rho = 46 \mu\text{m}$). Verifica-se, de forma análoga às outras situações (Figura 37 e Figura 38), a modificação dos poros e/ou lubrificantes devido à deformação do material na superfície.

Na Figura 40 são apresentados os valores de espessura da camada afetada na integridade de cada uma das condições estudadas pelo presente trabalho, com seus respectivos intervalos de confiança.

Figura 40. Valores médios da espessura de camada afetada das amostras após o torneamento.



Fonte: Autora.

A condição aplicando velocidade de corte de 350 m/min e raio de gume 46 µm apresentou o maior valor de espessura da camada afetada na superfície usinada, aproximadamente 21 µm, provavelmente por ser o processo mais agressivo. Conforme mostrado anteriormente (vide item 4.1), a condição 350-46 resultou nos maiores valores para as componentes da força de usinagem, gerando maior deformação plástica da superfície, e, portanto, maior espessura na camada afetada. Aliada a estes fatores, tem-se a microestrutura ferrítica do compósito, que possui alta deformabilidade, contribuindo ainda mais com espessura da camada afetada [36, 46, 84].

As condições 350-03, 650-03 e 850-03 apresentaram espessuras de camada afetada de 7, 8 e 7 µm, respectivamente, reduzindo em torno de 65%, 65% e 70% os valores obtidos pela superfície da amostra de $v_c = 350$ m/min e $\rho = 46$ µm. Os baixos valores da espessura para os casos empregando $\rho = 3$ µm devem-se, possivelmente, ao fato de que menores raios de gume facilitam a penetração da ferramenta da peça, e conseqüentemente, são menores os esforços mecânicos e as deformações na superfície, conforme apresentado no item 4.1 do presente trabalho [5, 68]. Além disso, a menor espessura da camada afetada obtida pelas condições que aplicaram menor raio de gume favorece a aplicação de uma etapa de

processamento posterior, uma vez que maior será a facilidade de remoção dos efeitos à superfície. As amostras com menor raio de gume não são estatisticamente iguais entre si (P-valor = 0,000).

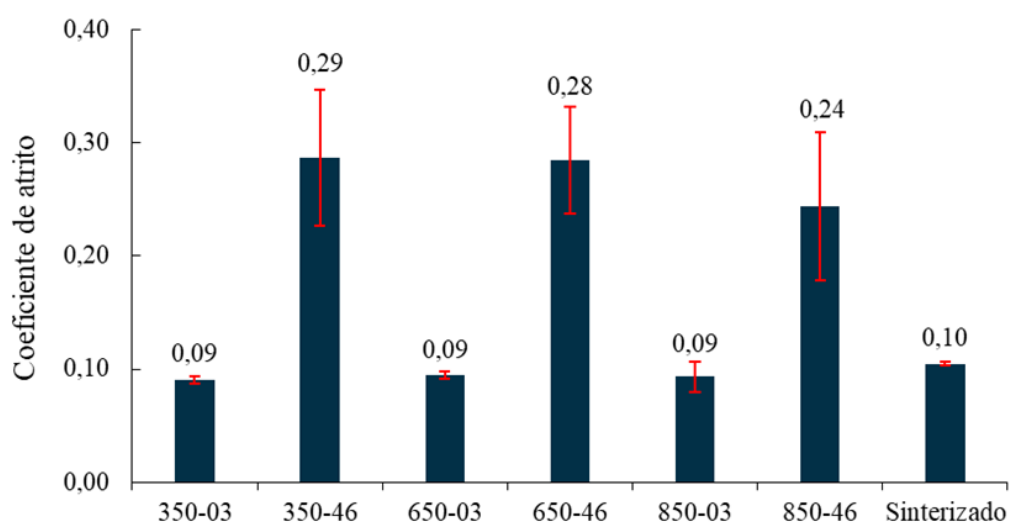
No que diz respeito às demais condições aplicando raio de gume igual a 46 μm , 650-46 e 850-46 resultaram em uma espessura de camada afetada de 19 e 17 μm , respectivamente. Estes resultados estão em concordância como os obtidos com relação às componentes da força de usinagem (vide item 4.1), em que as condições com maior raio de gume apresentaram maiores valores para as componentes da força, em virtude dos maiores esforços exigidos no processo de usinagem [46].

Nota-se pela análise dos dados presente na Figura 40 que o aumento da velocidade de corte não gerou influência significativa a espessura da camada afetada, independente do raio de gume. Contudo, o aumento do raio gume sim, devido ao aumento dos esforços, conforme analisados no item 4.1.

4.3. ANÁLISE TRIBOLÓGICA

Os valores médios dos coeficientes de atrito, com seus respectivos intervalos de confiança, da superfície sinterizada e das superfícies usinadas são mostrados na Figura 41.

Figura 41. Valores médios de coeficiente de atrito para as superfícies sinterizadas e após torneamento.



Fonte: Autora.

As amostras sinterizadas permaneceram com valores do coeficiente de atrito (μ) dentro do limite de lubricidade, ou seja, inferior a 0,2. As situações processadas por usinagem utilizando $\rho = 3 \mu\text{m}$, independentemente da velocidade de corte aplicada, também apresentaram valores do coeficiente de atrito abaixo de 0,2. A superfície sinterizada não apresentou diferença significativa em relação às condições em que ocorreu usinagem e nas quais foi empregado raio de gume igual a $3 \mu\text{m}$ (P-valor = 0,790).

As condições aplicando raio de gume igual a $46 \mu\text{m}$ apresentaram resultados opostos, com valores acima do limite de lubricidade, independentemente da velocidade de corte aplicada. As superfícies resultaram em um aumento aproximado de 160% nos valores de coeficiente de atrito em relação aos valores obtidos das superfícies sinterizadas. As superfícies usinadas com $\rho = 46 \mu\text{m}$ apresentaram influência significativa nos valores do coeficiente de atrito em relação à superfície sinterizada (P-valor = 0,000).

O baixo valor de coeficiente de atrito da amostra somente sinterizada e das superfícies onde se aplicou o menor raio de gume (Figura 41) pode estar relacionado com os resultados obtidos quanto à porcentagem de poros mais lubrificantes sólidos em sua superfície, conforme analisado anteriormente na Figura 29 (vide item 4.2.1). Além disso, essa superfície não possui camada afetada pelo processo de usinagem, uma vez que não foi realizado nenhum processo subsequente à sinterização, conforme discutido anteriormente (Figura 36, vide item 4.2.3). Assim, com a falta de deformações impostas por processos de usinagem, não sucedeu o encruamento da camada limite e o fechamento dos poros/estoques de lubrificantes sólidos. Desse modo, as amostras somente sinterizadas e as de menores raios de gume possibilitaram a lubrificação do sistema de maneira mais eficiente [3, 5, 12, 25, 28, 29].

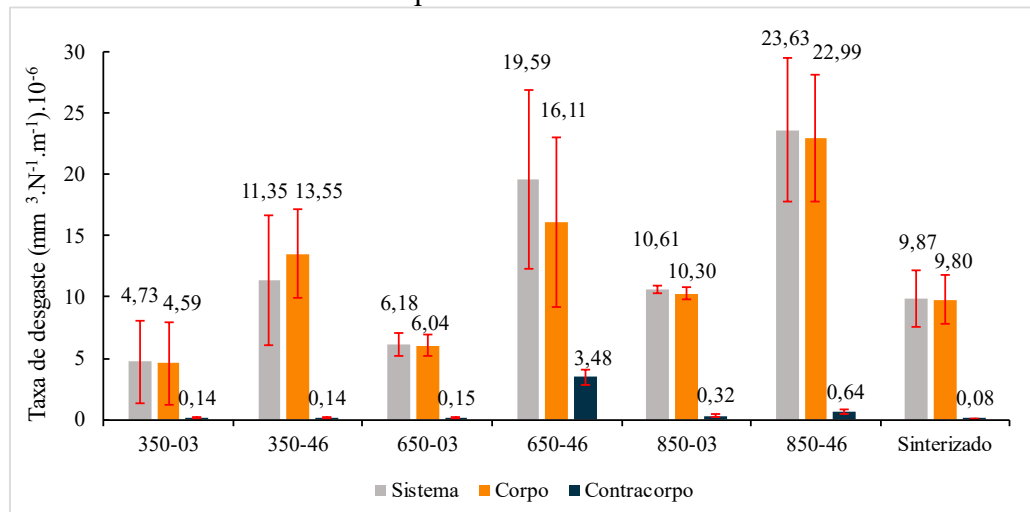
Os resultados obtidos nas condições 350-03, 650-03 e 850-03 não apresentaram diferença estatisticamente significativa entre si, demonstrando um P-valor de 0,802. Essas condições proporcionaram os valores mais baixos de coeficiente de atrito, registrando $\mu = 0,09$. É importante relacionar esses resultados com as menores espessuras da camada afetada (conforme visto na Figura 40) nas amostras com raio de gume menor ($\rho = 3 \mu\text{m}$). Essa redução é atribuível às deformações superficiais menos pronunciadas, como discutido anteriormente (vide

item 4.2.3). A comparação dos valores de coeficiente de atrito revela que eles se aproximam significativamente dos valores obtidos a partir das superfícies apenas sinterizadas. Isso leva à constatação de que, apesar da redução dos poros e do aumento dos lubrificantes sólidos presentes (conforme indicado na Figura 29), a capacidade de lubrificação do material foi preservada durante o processo de usinagem com menores raios de gume. Em outras palavras, a aplicação de raios de gume menores na etapa de usinagem não resultou em prejuízo para a qualidade da lubrificação do material.

Os valores acima do limite de lubricidade ($\mu > 0,2$) foram obtidos por todas as amostras com a configuração de raio de gume de 46 μm (Figura 41). Estes estão relacionados às porcentagens de poros mais lubrificantes sólidos nas superfícies (Figura 29, vide item 4.2.1). Outro motivo que pode estar relacionado a esse resultado de coeficiente de atrito é a deformação plástica da superfície após o processo de torneamento, conforme analisado na morfologia para estas condições (vide item 4.2.1), visto que para estas amostras foram verificadas maiores deformações na superfície [5]. Logo, como a camada limite das superfícies processadas aplicando $\rho = 46 \mu\text{m}$ apresentam maior deformação da matriz metálica e menor quantidade de poros e/ou lubrificantes sólidos, a lubrificação do sistema foi comprometida e provocou o aumento dos coeficientes de atrito.

Os resultados obtidos das taxas de desgaste do sistema (par tribológico), da superfície da amostra (corpo de prova) e da esfera (contracorpo), medidos a partir dos ensaios citados anteriormente do coeficiente de atrito, com seus respectivos intervalos de confiança, estão apresentados na Figura 42. Observa-se comportamento semelhante ao descrito nos resultados do coeficiente de atrito (Figura 41) e percentual de poros e/ou estoques (Figura 29, vide item 4.2.1). As superfícies processadas aplicando menor raio de gume ($\rho = 3 \mu\text{m}$) apresentaram o menor desgaste em comparação com a superfície usinadas com raio de gume maior, devido à, possivelmente, menor deformação da microestrutura para a primeira situação (vide item 4.2.3). Apesar de apresentarem menores valores para taxa de desgaste, as condições 350-03, 650-03 e 850-03 apresentaram diferenças estatísticas entre si (P-valor = 0,000).

Figura 42. Valores da taxa de desgaste para as superfícies sinterizadas e superfícies torneadas.



Fonte: Autora.

Percebe-se por meio da Figura 42 que a maior taxa de desgaste para o par tribológico foi encontrada na condição aplicando velocidade de corte de 850 m/min e raio de gume de 46 μm , apresentando um aumento na taxa de desgaste em 120% em relação à condição utilizando velocidade de corte igual ($v_c = 850\text{m/min}$), mas com raio de gume diferente ($\rho = 3 \mu\text{m}$). Os valores obtidos das taxas de desgaste para a condição de 850-46 podem estar associados à rugosidade dessas superfícies. Conforme os resultados de textura discutidos no item 4.2.2, esta condição de usinagem apresentou o menor valor dentre todas as condições estudadas para o parâmetro de fração de apoio ($S_{mr}\%$), vide Figura 33. Segundo Mônico [25], isto indica que as superfícies não apresentam uma proporção de material suficiente para suportar a carga aplicada durante o uso. Essa hipótese pode ser relacionada também aos altos valores obtidos pela condição 850-46 para S_{pk} (vide Figura 34, item 4.2.2), uma vez que se trata de um parâmetro importante para análise de resistência ao desgaste da superfície, que indica que quanto maior o seu valor, menor será a resistência da superfície ao desgaste [89].

No que se refere às outras condições aplicando raio de gume igual a 46 μm , 350-46 e 650-46, foram verificadas taxa de desgaste para o par tribológico de 13,35 e 19,59 ($\text{mm}^3.\text{N}^{-1}.\text{m}^{-1}).10^{-6}$, respectivamente. Estes resultados podem estar relacionados aos resultados obtidos sobre o coeficiente de atrito, em que as condições com maior raio de gume apresentaram valores superiores ao limite de

lubricidade ($\mu > 0,2$) que, estão também estão relacionadas às menores quantidades de poros mais estoques de lubrificantes (vide item 4.2.1).

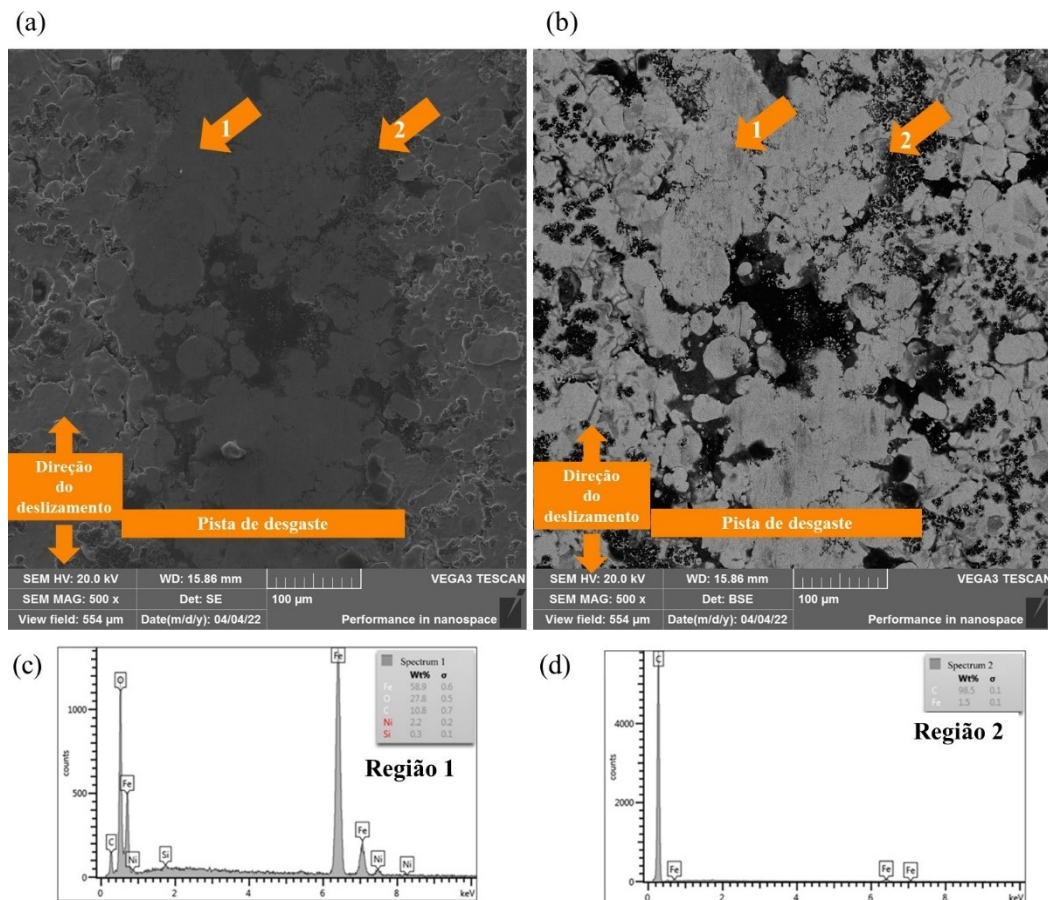
Observa-se que a taxa de desgaste das superfícies das amostras, para todas as condições, é muito superior aos resultados obtidos na taxa de desgaste da esfera empregada como contracorpo, apresentando um aumento na taxa de desgaste de pelo menos 450%. Isso acontece em virtude de que o material do contracorpo é diferente do material do corpo de prova e que este é detentor de propriedades mecânicas superiores. Além disso, esse resultado é um indício de que o desgaste do par tribológico aconteceu em sua maioria pelos fenômenos ocorridos nos materiais compósitos autolubrificantes.

Na Figura 43 é mostrada a imagem obtida no MEV da pista de desgaste da amostra sinterizada, bem como o espectro EDX. Nota-se que em alguns pontos da pista de desgaste há uma coloração acinzentada, sendo estes identificados pela região 1. O espectro EDX da região 1, Figura 43 (c), constatou a presença significativa de oxigênio (O) e ferro (Fe), desse modo mostrando indícios da formação de uma tribocamada, que foi originada ao longo dos ensaios, sendo possivelmente uma mistura entre material deformado da matriz, do lubrificante sólido e dos óxidos [90].

O espectro de EDX da Figura 43 (d) realizado sobre a região 2, Figura 43 (a) e (b), verificou a presença em maior intensidade de carbono (C). Evidencia-se assim que, mesmo após o ensaio tribológico a que a amostra foi submetida, ainda existem estoques abertos de lubrificantes sólidos. Esses estoques entraram o contato direto com a esfera utilizada como contracorpo durante o ensaio tribológico, conforme esta deslizava sobre a amostra. A exposição dos lubrificantes sólidos sobre a pista de desgaste influenciou o baixo valor de coeficiente de atrito, inferior a 0,2, e da taxa de desgaste do corpo de prova obtidos pela superfície somente sinterizada, devido a, possivelmente, a disposição contínua das partículas de lubrificantes ao longo de todo o ensaio [5, 91].

Na Figura 43 (a) e (b) observam-se regiões da pista de desgaste caracterizadas pequenas partículas que consistem em materiais encruados advindas dos ensaios tribológicos. Essas partículas ficam retidos dentro dos poros existentes na pista de desgaste. Essa retenção nos poros pode ser benéfica para a redução dessas partículas da interface deslizante [5].

Figura 43. MEV da pista de desgaste da amostra sinterizada com elétrons secundários (a) e elétrons retroespalhados (b) e espectro EDX na região 1 (c) e na região 2 (d).

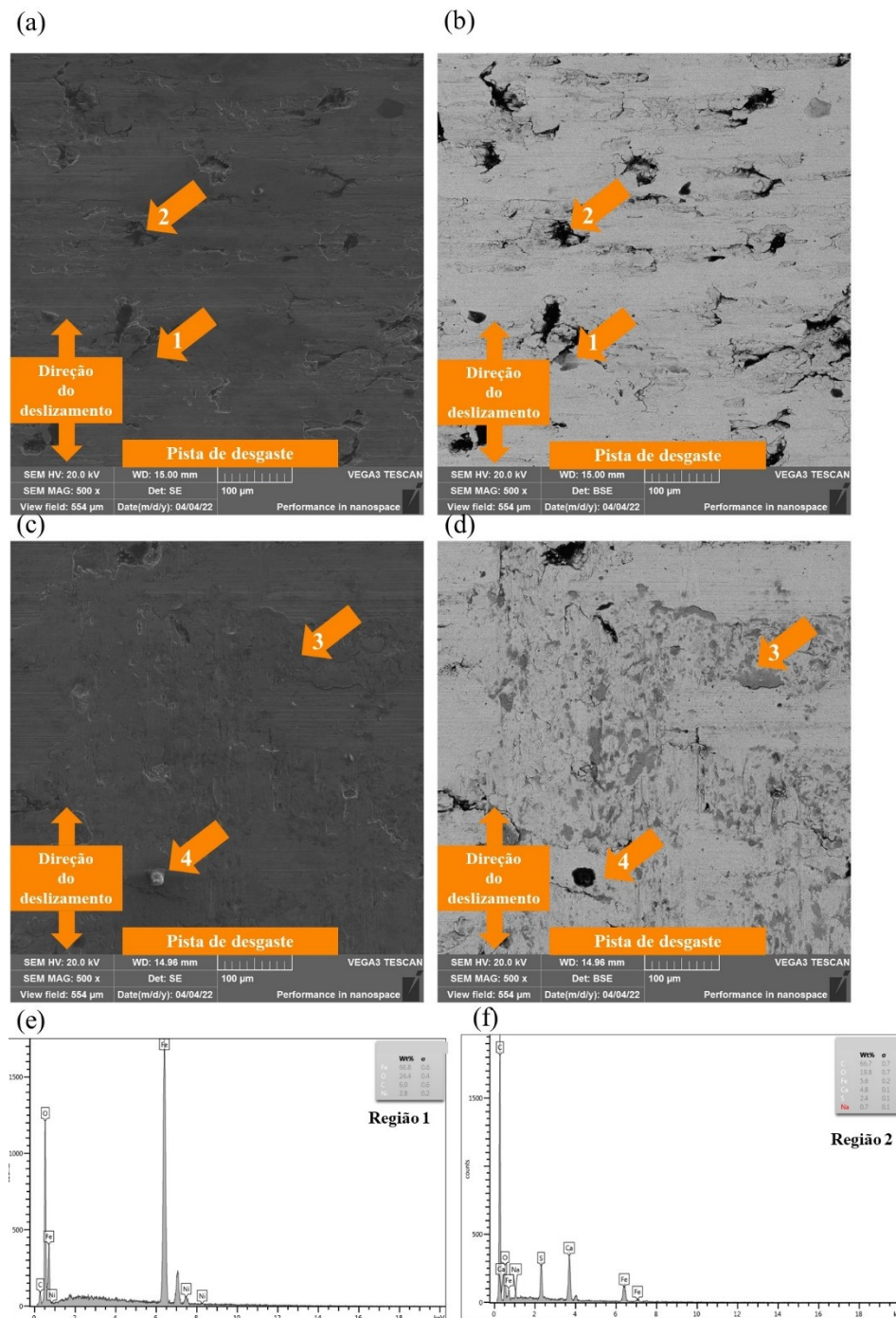


Fonte: Autora.

Na Figura 44 são apresentadas as pistas de desgaste das amostras nas condições 350-03 e 350-46, obtidas via MEV. Por meio da análise da Figura 44 é possível notar que para ensaios na condição que apresentou menor coeficiente de atrito, $v_c = 350$ m/min e $\rho = 3$ μm (vide Figura 41), a pista de desgaste é caracterizada pelo pico da rugosidade. Já a amostra na qual ocorreu o maior coeficiente de atrito, Figura 44 (c) e (d), a deformação plástica é acrescida até chegar nos vales do perfil.

Semelhantemente ao que aconteceu com a superfície somente sinterizada na Figura 43, foi verificada nas condições 350-03 e 350-46 a formação de tribocamada, devido à forte presença do elemento de oxigênio (O), caracterizado por meio da análise de EDX (Figura 44e), a qual indica a presença de oxidação nas regiões 1(Figura 44a-b) e 3 (Figura 44c-d) [90, 92].

Figura 44. MEV da pista de desgaste das amostras torneadas nas condições de 350-03 com elétrons secundários (a) e retroespalhados (b) e 350-46 com elétrons secundários (c) e retroespalhados (d); espectro EDX das regiões 1 e 3 (e) e nas regiões 2 e 4 (f).



Fonte: Autora.

A formação de camadas de óxidos diminui o mecanismo de desgaste por deformação plástica, em virtude da redução das tensões de cisalhamento na interface de contato do contracorpo e da superfície. Desse modo, é possível que em

razão da formação de óxidos sobre a matriz do compósito, a deformação plástica sobre as fases de lubrificantes tenha sido reduzida, possibilitando a geração de estoques de lubrificante sólido parcialmente abertos para serem cisalhados [90, 91, 93].

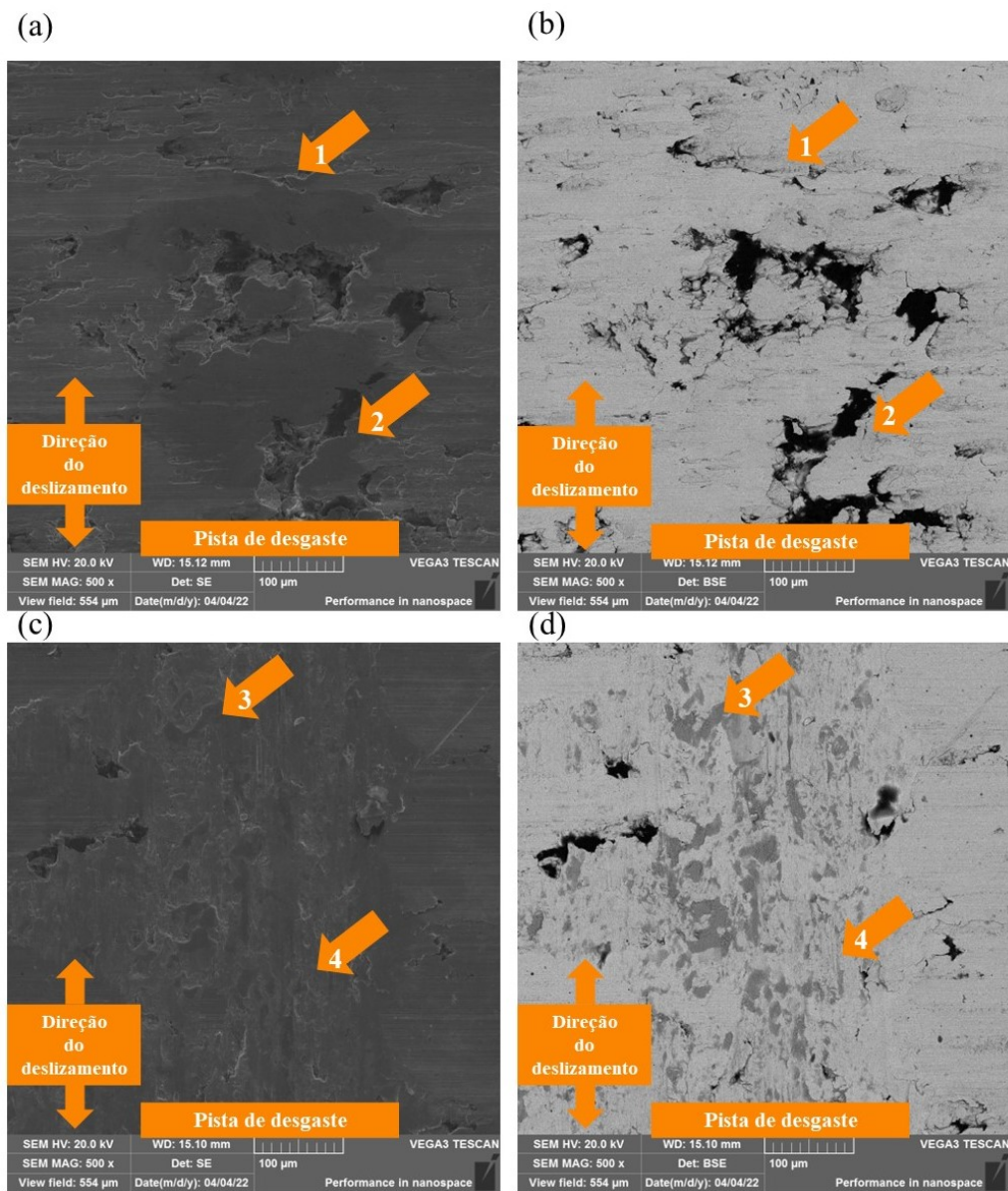
As regiões 2 (Figura 44a-b) e 4 (Figura 44c-d) foram caracterizadas como lubrificantes sólidos, por meio da análise de EDX (Figura 44f), em virtude da elevada presença do elemento carbono (C). Ao que tudo indica, os reservatórios dos lubrificantes sólidos, para a condição 350-46, apresentam-se abaixo da pista de desgaste e em menor quantidade em relação à amostra somente sinterizada (Figura 43). Além disso, a pista de desgaste não exhibe a porosidade característica da superfície somente sinterizada, sugerindo que o ensaio tribológico gerou fechamento dos poros. Isso aconteceu, possivelmente, devido ao maior coeficiente de atrito que a condição de maior raio de gume apresentou em relação à superfície somente sinterizada e à configuração de torneamento de 350-03 (vide Figura 41), a qual também está relacionada à porcentagem de poros mais lubrificantes mostrada do item 4.2.1 desse trabalho.

As microscopias eletrônicas de varredura das pistas de desgaste das amostras usinadas com $v_c = 650$ m/min e raio de gume variando em $3 \mu\text{m}$ e $46 \mu\text{m}$ são mostradas na Figura 45.

Nota-se que as pistas de desgaste geradas com velocidade de corte de 650 m/min são semelhantes às pistas de desgaste das condições com $v_c = 350$ m/min (Figura 44). A formação de tribocamadas sobre a pista de desgaste foi identificada pelos pontos 1 (Figura 45 a-b) e 3 (Figura 45 c-d), por meio da similaridade com as análises de EDX realizadas nas Figuras 43(c) e 43 (e).

As regiões 2 (Figura 45 a-b) e 4 (Figura 45 c-d) possuem marcas sobre a pista na mesma direção do deslizamento, indicando um possível desgaste abrasivo [81, 91]. Os sinais de desgastes presentes na Figura 45 podem ser o motivo do desgaste abrasivo para essas condições. Na superfície somente sinterizada não foram verificadas marcas características do desgaste abrasivo, o que pode ter relação com o fato de que as superfícies torneadas apresentam maior encruamento que a superfície sinterizada, gerando desse modo marcas mais intensas a superfície [5].

Figura 45. MEV da pista de desgaste das amostras torneadas nas condições de 650-03 com feixe de elétrons secundários (a) e retroespalhados (b) e 650-46 com elétrons secundários (c) e retroespalhados (d).



Fonte: Autora.

A Figura 46 apresenta as pistas de desgaste para as superfícies torneadas com v_c igual a 850 m/min e raio de gume de 3 μm e 46 μm . É possível verificar semelhanças entre as pistas de desgaste nas condições 850-03 e 850-46 com as apresentadas anteriormente, como a formação da tribocamada sobre a pista de desgaste, identificada por meio da similaridade com a análise de EDX realizada na Figura 44 (e-f) e as regiões 1 da Figura 46 (a-b) e 3 da Figura 46 (c-d).

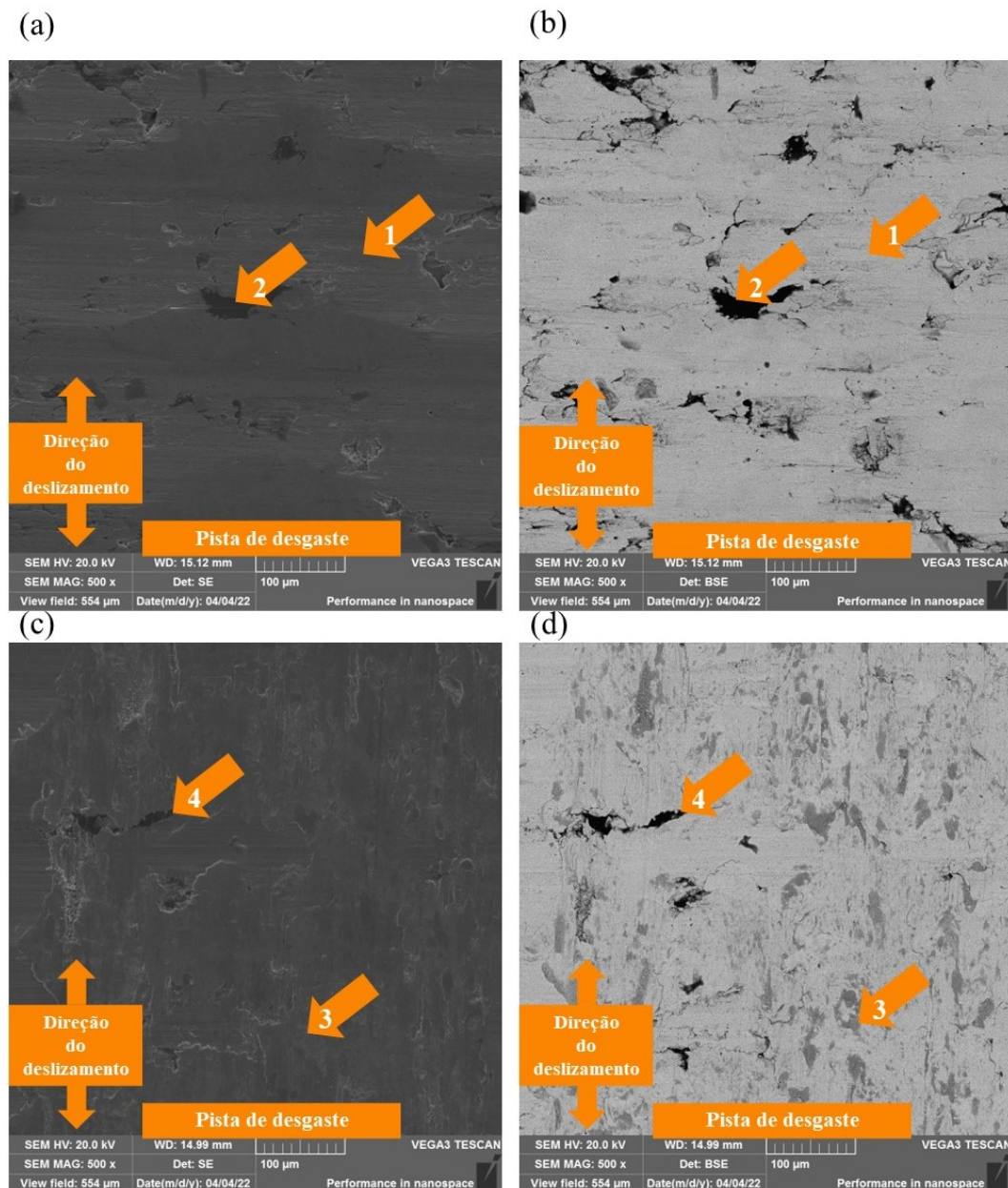
Nas regiões 2 (Figura 46a-b) e 4 (Figura 46c-d) são notadas marcas sobre as pistas de desgaste, caracterizando um possível desgaste abrasivo, o qual também foi identificado nas outras condições estudadas. Desse modo, entende-se que, independentemente da configuração dos ensaios, as pistas de desgaste exibem riscos na direção do deslizamento do contracorpo.

Além disso, da mesma forma que aconteceu com as condições anteriores, as pistas de desgastes nas condições 850-03 e 850-46 apresentaram poucos estoques de lubrificantes abertos sobre a superfície, sobretudo na condição na qual se empregou maior raio de gume, $\rho = 46 \mu\text{m}$, em virtude da maior deformação da superfície gerada pela configuração do processo de torneamento à qual esta foi submetida (vide item 4.2.1).

Assim, à medida que a esfera deslizava sobre a superfície do corpo de prova, as partículas de lubrificantes não foram suficientes para garantir a lubrificação contínua desse sistema tribológico. A produção de uma textura inadequada é um dos principais fatores para essa falha na lubrificação do sistema, e, portanto, acarretaram coeficientes de atritos com valores superiores do limite de lubricidade ($\mu < 0,2$) e, provavelmente contribuíram para o desgaste das superfícies torneadas.

Outro ponto que vale ressaltar é que, independentemente da condição estudada, os fenômenos tribológicos se mostraram de maneira mais pontual, ou seja, a característica particular de cada pico de rugosidade é importante na explicação do fenômeno do contato e desgaste. Os picos poderiam apresentar estoque de sólido lubrificante e/ou porosidade, defeitos e variação na geometria. Desse modo, o livre caminho médio entre os estoques de lubrificantes sólidos localizados nos picos, na direção do movimento da esfera, revela-se uma variável importante a levar em consideração no desenvolvimento e manutenção da tribocamada e desgaste do material. As superfícies com maior quantidade de estoques abertos apresentaram uma maior possibilidade de encontrar essa característica no deslizamento do contracorpo. Resultados semelhantes foram observados no trabalho de Builes [29].

Figura 46. MEV da pista de desgaste das amostras torneadas nas condições de 850-03 com elétrons secundários (a) e retroespalhados (b) e 850-46 com elétrons secundários (c) e retroespalhados (d).



Fonte: Autora.

A modificação e/ou encobrimento dos reservatórios de lubrificantes sólidos abaixo da pista de desgaste foi oriunda das deformações plásticas resultantes dos processos realizados nas superfícies das amostras. Sabe-se que os processos de usinagem ocasionaram uma zona de camada afetada (vide item 4.2.3) e, desse modo, os estoques de lubrificantes sólidos presentes na superfície sofreram deformação ou foram fechados pela deformação plástica. É possível que isso tenha

comprometido o acesso contínuo aos lubrificantes sólidos à medida que o contracorpo penetra sobre o corpo de prova, uma vez que além da quantidade e do tamanho dos reservatórios de lubrificantes sólidos, o formato destes também é um fator que interfere no desempenho do material [12]. Além disso, segundo Ebersbach [5] as deformações plásticas geram o encruamento da matriz metálica do material e, com o encruamento a resistência mecânica da camada limite cresce. Possivelmente, isso acarretou o crescimento da resistência ao desgaste das superfícies torneadas, e por sua vez, derivando no aumento da taxa de desgaste dos corpos de prova (Figura 42), uma vez que o encruamento do material gera dificuldades para que o contracorpo deslize sobre o material e encontre partículas de lubrificantes.

Esse argumento é alicerçado pelos resultados de espessura da camada apresentado no item 4.2.3. As condições com menor raio de gume ($\rho = 3 \mu\text{m}$) acarretaram menor espessura de camada afetada, independentemente da velocidade de corte, em relação às amostras com maior raio de gume ($\rho = 46 \mu\text{m}$). Os resultados obtidos para coeficiente de atrito (vide Figura 41) e taxa de desgaste (vide Figura 40) mantiveram a mesma tendência. As condições com $\rho = 3 \mu\text{m}$ exibiram menor coeficiente de atrito e menor taxa de desgaste do que as amostras onde a ferramenta empregada tinha $\rho = 46 \mu\text{m}$.

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste capítulo serão apresentadas as principais conclusões do estudo realizado, bem como sugestões para futuros trabalhos na linha de pesquisa.

5.1. CONCLUSÕES

No presente trabalho foram estudados os efeitos da variação da velocidade de corte e do raio de gume em superfícies torneadas de compósitos autolubrificantes fabricados por metalurgia do pó.

A variação do raio de gume influenciou diretamente nas componentes da força de usinagem, onde independentemente da velocidade de corte aplicada, foi constatado um aumento significativo dos valores da componente da força para o maior raio de gume ($\rho = 46 \mu\text{m}$) em relação ao menor raio de gume ($\rho = 3\mu\text{m}$). Além disso, foi notado que o aumento da velocidade de corte reduziu as componentes da força de usinagem.

As imagens de MEV das superfícies após processos de torneamento evidenciaram que as superfícies usinadas com ferramentas de maior raio de gume apresentaram deformação plástica da superfície em maior proporção, devido a maior dificuldade da ferramenta penetrar na peça, gerando maiores esforços e deformação à superfície.

Por meio da análise das imagens de MEV também foi possível notar que após o processo de torneamento ocorreu modificação e/ou encobrimento dos poros mais estoques de lubrificantes, reduzindo o percentual de lubrificantes para todas as condições estudadas em relação à superfície somente sinterizada. Contudo, as menores reduções do percentual de poros e/ou estoques de lubrificante sólido dispostos aconteceram para o menor raio de gume estudado.

A análise de textura das superfícies mostrou que o processo de torneamento gerou os valores semelhantes os parâmetros de altura (S_a , S_q e S_z), independentemente da condição estudada. Para o parâmetro híbrido S_{dr} as condições nas quais foram aplicadas maiores velocidades de corte (850-03 e 850-46) verificaram-se menores valores para esta característica, sugerindo que em virtude do aumento da velocidade de corte pode ter ocorrido uma redução das

componentes da força de usinagem, gerando menores amplitudes entre picos e vales e, portanto, menores valores de S_{dq} . Todas as condições estudadas apresentaram valores de S_{tr} muito próximas a 0, pois a elevada quantidade de ferrita presente na microestrutura do material facilita a deformação plástica, gerando superfícies anisotrópicas.

Para a curva os parâmetros da curva de Abbott-Firestone (S_{pk} , S_k e S_{vk}) observou-se uma tendência de aumento para S_{pk} e S_k e redução de S_{vk} para as amostras que foram empregadas ferramentas com raio de gume de $\rho = 46 \mu\text{m}$ em relação às amostras de $\rho = 3 \mu\text{m}$. Quanto à fração de apoio ($S_{mr\%}$), nenhuma das condições estudadas apresentou o limite de projeto mínimo de 80%, isso significa dizer que a capacidade de carga mínima preestabelecida pela metodologia do presente trabalho não foi atingida.

A espessura da camada afetada na integridade das superfícies apresentou o maior valor para a condição na qual a velocidade de corte empregada foi de 350 m/min e raio de gume da ferramenta de 46 μm , condição que também resultou nos maiores valores para as componentes de força, devido à maior deformação plástica da superfície para essa configuração. As condições 350-03, 650-03 e 850-03 apresentaram o valor de espessura da camada afetada de, aproximadamente, 65% menor que obtido pela superfície da amostra 350-46.

Os ensaios tribológicos apresentaram que, para a configuração de menor raio de gume ($\rho = 3 \mu\text{m}$), independente dos parâmetros de velocidade empregado nesse estudo, foram atingidos o coeficiente de atrito dentro do limite de lubricidade ($\mu < 0,2$). Foi possível reconhecer a presença do filme lubrificante gerado pelo lubrificante sólido. Já as condições com maior raio de gume ($\rho = 46 \mu\text{m}$) ultrapassaram o limite de lubricidade preestabelecido. Sobre o resultado referente à taxa de desgaste foi constatado que para todas as condições, a taxa de desgaste dos corpos de prova foi muito superior ao contracorpo, em razão do material do corpo de prova.

A análise de MEV das pistas de desgaste dos ensaios da taxa de desgaste constatou a formação de tribocamadas para todas as condições estudadas, em consequência do contato dos lubrificantes sólidos com o contracorpo. Por meio da análise química foram identificados elementos da matriz do material, lubrificantes sólidos e óxidos nas tribocamadas. Além disso, a análise no MEV das pistas de

desgaste evidenciou que o desgaste em maior incidência aconteceu nos picos da rugosidade.

5.2. TRABALHOS FUTUROS

Considerando os resultados obtidos nesta pesquisa, sugere-se:

- Realizar análises das pistas de desgaste com técnicas mais precisas, Raman, FIB, e outros métodos.
- Realizar usinagem com velocidade de corte acima de 850 m/min, aliando o que já foi estudado até então pelo grupo de pesquisa.
- Modificar a macrogeometria das ferramentas de corte (ângulo de saída) e analisar seus efeitos em todos os seus resultados.
- Realizar ensaios tribológicos de durabilidade nas superfícies obtidas com os seus ensaios a fim de identificar os fenômenos tribológicos com maiores detalhes.
- Aumentar a resistência mecânica da matriz a fim de reduzir a quantidade da ferrita, e verificar seus efeitos em todos os seus resultados.
- Realizar ensaios de *Quick Stop Device* (QSD) com o objetivo de identificar os fenômenos que ocorrem na interface, cavaco, ferramenta e peça.
- Analisar a vida ferramenta para as ferramentas aplicadas para o presente estudo.

REFERÊNCIAS

- [1] ZHU, J.; MA, L.; DWYER-JOYCE, R. Friction and wear behaviours of self-lubricating peek composites for articulating pin joints. **Tribology International**, v. 149, p. 10574, 2020.
- [2] ERDEMIR, A. Solid lubricants and self-lubricating Films. In: **Modern Tribology Handbook**. Vol II ed. [s.1.] CRC Press, 2001.
- [3] BINDER, C. **Desenvolvimento de novos tipos de aços sinterizados autolubrificantes a seco com elevada resistência mecânica aliada a baixo coeficiente de atrito via moldagem de pós por injeção**. Tese de doutorado (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.
- [4] SMITH, G. T.; ALLSOP, M. J. Some aspects in the surface integrity associated with turning of powder metallurgy compacts. **Wear**, v. 150, n 1-2, p. 289-302,1991.
- [5] EBERSBACH, F. G. **Efeitos do processo de torneamento nas propriedades de superfície em compósitos autolubrificantes sinterizados**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2018.
- [6] HAJDAREVIC, D. B.; CEKIC, A.; KULENOVIC, M. Experimental study on the high- speed machining of hardened steel. **Procedia Engineering**, v. 69, p. 291-295, 2014.
- [7] LU, Z.; ZHANG, D.; ZHANG, X.; PENG, Z. Effects of high-pressure coolant on cutting performance of high-speed ultrasonic vibration cutting titanium alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 279, p. 116584, 2020.
- [8] SCHULZ, H. **Scientific fundamentals of HSC**. Carl Hanse ed. Munich: [s.1.]
- [9] SCHULZ, H.; MORIWAKI, T. High-speed machining. **CIRP Annals**, v. 41, n. 2, p. 637-643, 1992.
- [10] MAHATHANABODEE, S.; PALATHAI, T.; RAADNUI, S.; TONGSRI, R.; SOMBATSOMPOP, N. Effects of hexagonal boron nitride and sintering temperature on mechanical and tribological properties of SS316LGI/h-BN composites. **Materials and Design**, v. 46, p. 588-597, 2013
- [11] PODGORNIK, B.; TOSEC, T.; KOCIJAN, A.; DONIK, C. Tribological Behaviour and Lubrication Performance of Hexagonal Boron Nitride (h-BN) as a Replacement for Graphite in Aluminium Forming. **Tribology International**, v. 81, p. 267-275, 2015.
- [12] HAMMES, G. **Aços sinterizados autolubrificantes a seco com elevada resistência mecânica associada a baixo coeficiente de atrito**. Tese de doutorado (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência

e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2011.

[13] CLAUSS, F. J. E. **Solid lubricants and self-lubricating solids**. [s.l.] Elsevier, 1972.

[14] ERDEMIR, A. Solid lubricants and self-lubricating films. **Modern tribology handbook: volume one: Principles of tribology**, p. 787-825, 2000.

[15] ERDEMIR, A. Review of engineered tribological interfaces for improved boundary lubrication. **Tribology International**, v. 38, p. 249-256, 2005.

[16] CHEN, B.; BI, Q.; YANG, J.; XIA, Y.; HAO, J. Tribological properties of solid lubricants (graphite, h-BN) for Cu-based P/M friction composites. **Tribology International**, v. 41, n. 12, p. 1145-1152, 2008.

[17] LIU, E.; WANG, W.; GAO, Y.; JIA, J. Tribological properties of Ni-based self-lubricating composites with addition of silver and molybdenum disulfide. **Tribology International**, v. 57, p. 235-241, 2013.

[18] MARTIN, J. M.; LE MOGNE, T.; CHASSAGNETTE, C.; GARDOS, M. N. Friction of Hexagonal Boron Nitride in Various Environments. **Tribology Transactions**, v. 35, n. 3, p. 462-472, 1992.

[19] KOVALČÍKOVÁ, A.; BALKO, J.; BALÁZSI, C.; HVIŽDOŠ, P.; DUSZA, J. Influence of hBN content on mechanical and tribological properties of Si₃N₄/BN ceramic composites. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 34, p. 3319-3328, 2014.

[20] CALLISTER, W. D. J. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 7a. ed. Rio de Janeiro: LTC Editora. 2008.

[21] BINDER, C.; HAMMES, G.; SCHROEDER, R. M.; KLEIN, A. N.; DE MELLO, J. D. B.; BINDER, R.; JUNIOR, W. R. "Fined Tuned" steels point the way to focused future. **Metal Powder Report**, v.65, p. 29-37, 2010.

[22] THUMMLER, F.; OBERACKER, R. **Introduction to powder metallurgy**. [s.l.] Cambridge: The Institute of Materials, 1993.

[23] KAZUHISA MIYOSHI. **Solid Lubrication and Applications Introduction and Background NASA Technical Memorandum 107249**. [s.l.].

[24] ROHATGI, P. K.; RAY, S.; LIU, Y. Tribological properties of metal matrix-graphite particle composites. **International Materials Reviews**, v. 37, p. 129-152, 1992.

[25] MÔNEGO, G. **Estudo da influência do pós-processamento por *burnishing* na superfície de um compósito autolubrificante sinterizado**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2021.

[26] DE MELLO, J. D. B.; JUSTE, K. C.; KAPSA, P.; BINDER, C.; KLEIN, A. N. Influence of Surface Finishing on the Tribological Behavior of Self-Lubricating Iron-Based Composites. **Tribology Transactions**, v. 61, n. 3, p. 560-568, 2018.

[27] EBERSBACH, F. G.; CARVALHO, D. L.; SCHROETER, R. B.; BINDER, C.; KLEIN, A. N. Effect of turning parameters on the surface of sintered self-lubricating composites. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 101, p. 3143-3156, 2019.

[28] FARIA, E. A. **Efeitos da rota de processamento na integridade da superfície de compósitos autolubrificantes**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2022.

[29] BUILES, S. D. **Efeitos da variação da velocidade de corte na qualidade de superfícies torneadas em aços autolubrificantes sinterizados**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2022.

[30] KÖNIG, W., KLOCKE, F. **Fertigungsverfahren 1**. Drehen, Fräsen, Bohren. 5a ed., Springer-Verlag GmbH, Berlin, Deutschland, 1997.

[31] TRENT, E.M; WRIGHT, P. **Metal cutting**. 4. arg. [s.l.] Woburn, 2000.

[32] DA SILVA, L. R. R.; CAMPOS, F. A. R.; SALES, W. F.; MACHADO, A. R. Evaluation of the tool wear in the turning process of INCONEL 718 using PCD tools. **Procedia Manufacturing**, v. 53, p. 276-285, 2021.

[33] SUN, J.; WANG, T.; SU, A.; WUYI, C. Surface integrity and its influence on fatigue life when turning nickel alloy GH4169. **Procedia CIRP**, v. 71, p. 478-483, 2018.

[34] UHLMANN, E.; FLÖGEL, K.; SAMMLER, F.; RIECK, I. DETHLEFS, A. Machining of Hypereutectic Aluminum Silicon Alloys. **Procedia CIRP**, v.14, p. 223-228, 2014.

[35] MENG, B.; QIU, P.; YUAN, D.; XU, S. Influence of microstructure on the diamond-machinability of hot-pressed silicon carbide: A molecular dynamics study. **Ceramics International**, v. 45/B, p. 22872-22879, 2019.

[36] BYRNE, D. G.; DORNFELD, B. D. Advancing cutting technology. **CIRP Annals**. vol. 52/2, p. 483-507, 2003.

[37] SCHULZ, H.; ABELE, E.; SAHM, A. Material aspects of chip formation in HSC machining. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 50, p. 45-48, 2001.

[38] Deutsches Institut für Normung. **DIN 6582: Begriffe der Zerspantechnik; Ergänzende Begriffe am Werkzeug, am Schneidkeil und an der Schneide.** 2. ed., Berlin: Deutsches Institut für Normung, 1988.

[39] MOLINARI, A.; MUSQUAR, C.; SUTTER, G. Adiabatic shear banding in high-speed machining of Ti-6Al-4V: Experiments and modeling. **International Journal of Plasticity**, v. 18, p. 443-459, 2002.

[40] LIU, Z.; WANG, B.; Z.; YANG, Q. Investigations of yield stress, fracture toughness, and energy distribution in high-speed orthogonal cutting. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 73, p. 1-8, 2013.

[41] WANG, B.; LIU, Z.; CAI, Y.; LUO, X.; MA, H.; SONG, Q.; XIONG, Z. Advancements in material removal mechanism and surface integrity of high-speed metal cutting: A review. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 166, p. 103744, 2021.

[42] LIU, H.; ZHANG, J.; XU, X.; ZHAO, W. Experimental study on fracture mechanism transformation in chip segmentation of Ti-6Al-4V alloys during high-speed machining. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 257, p. 132–140, 2018.

[43] ZHOU, L.; SHIMIZU, J.; MUROYA, A.; EDA, H. Material removal mechanism beyond plastic wave propagation rate. **Precision Engineering**, v. 27, p. 109-116, 2003.

[44] ZHANG, G.; GUO, C. Modeling of Cutting Force Distribution on Tool Edge in Turning Process. **Procedia Manufacturing**, v. 1, p. 454-465, 2015.

[45] CHENG, K. **Machining Dynamics: Fundamentals, Applications and Practices.** 2009.

[46] KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 1: Cutting.** Aachen: Springer Science & Business Media, 2011.

[47] MERKBLATT 137. **Zerspanen von Stahl.** Stahl Informations Zentrum, Düsseldorf, 2008.

[48] DENKENA, B.; BEN AMOR, R.; DE LEÓN-GARCÍA, L.; DEGE, J. Material specific definition of the high-speed cutting range. **International Journal of Machining and Machinability of Materials**, v. 2, p. 176-185, 2007.

[49] DENKENA, B.; BIERMANN, D. Cutting edge geometries. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, vol. 63, 2014.

[50] Deutsches Institut für Normung. **DIN 6582: Begriffe der Zerspantechnik; Ergänzende Begriffe am Werkzeug, am Schneidkeil und an der Schneide.** 2. ed. Berlin: Deutsches Institut für Normung, 1988.

- [51] DENKENA, B.; REICHSTEIN, M.; BRODEHL, J.; DE LEÓN-GARCÍA, L. Surface preparation, coating and wear performance of geometrically defined cutting edges. **8th CIRP International Workshop on Modeling of Machining Operations**, p.10 – 11, 2005.
- [52] WYEN, C. F.; WEGENER, K. Influence of cutting edge radius on cutting forces in machining titanium. **CIRP Annals**, v. 59, p. 93-96, 2010.
- [53] FULEMOVA, J.; JANDA, Z. Influence of the cutting edge radius and the cutting edge preparation on tool life and cutting forces at inserts with wiper geometry. **Procedia Engineering**, v. 69, p. 565-573, 2014.
- [54] HARIPRASAD, B.; SELVAKUMAR, S.J.; RAJ, D. S. Effect of cutting edge radius on end milling Ti-6Al-4V under minimum quantity cooling lubrication - Chip morphology and surface integrity study. **Wear**, v. 498-499, 204307, 2022.
- [55] BASSETT, E. **Belastung Spezifische Auslegung und Herstellung von Schneidkanten Für Drehwerkzeuge**. (PhD-Thesis) Leibniz Universität Hannover, 2014.
- [56] SCHIMMEL, R.; ENDRES, W.; STEVENSON, R. Application of an internally consistent material model to determine the effect of tool edge geometry in orthogonal machining. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 124, p. 536-543, 2002.
- [57] KARPAT, Y.; OZEL, T. Mechanics of high-speed cutting with curvilinear edge tools. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, vol. 48, p. 195-208, 2008.
- [58] ZHUANG, K.; GAO, J.; YE, T.; DAI, X. Effect of cutting edge radius on cutting force and surface roughness in machining of Ti-6Al-4V. **Procedia CIRP**, v. 108, p. 571-576, 2022.
- [59] CHEN, G.; CHEN, S.; CAUDILL, J.; JAWAHIR, I.S. Effect of cutting edge radius and cooling strategies on surface integrity in orthogonal machining of Ti-6Al-4V alloy. **Procedia CIRP**, v. 82, p. 148-153, 2019.
- [60] REIDENBACH, F. **ASM Handbook: Volume 5: surface engineering**. 10a ed. ASM International: Materials Park. 1994.
- [61] DAVIM, J. **Surface Integrity in Machining**. London: Springer-Verlag, 2010.
- [62] TOWNSEND, A.; SENIN, N.; BLUNT, L.; LEACH, R. K.; TAYLOR, J. S. Surface texture metrology for metal additive manufacturing: a review. **Precision Engineering**, v. 46, p. 34-47, 2016.
- [63] Deutsches Institut für Normung. **DIN 4760: Gestaltabweichungen; Begriff, Ordnungssystem**. Deutsches Institut für Normung (Hrsg.). Berlin: Beuth Verlag, 1982.

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

[65] ARUNACHALAM, R. M.; MANNAN, M.A.; SPOWAGE, A. C. Residual stress and surface roughness when facing age hardened Inconel 718 with CBN and ceramic cutting tools. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 44, p. 879-887, 2004.

[66] ZHANG, S. J.; TO, S.; CHEUNG, C. F.; WANG, H. T. Dynamic characteristics of an aerostatic bearing spindle and its influence on surface topography in ultra-precision diamond turning. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 62, p. 1-12, 2012.

[67] SALAHSHOOR, M.; LI, C.; LIU, Z. Y.; FANG, X. Y.; GUO, Y. Surface integrity and corrosion performance of biomedical magnesium calcium alloy processed by hybrid dry cutting-finish burnishing. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 78, p. 246-253, 2018.

[68] CHEN, G.; CAUDILL, J.; CHEN, S.; JAWAHIR, I.S. Machining-induced surface integrity in titanium alloy Ti-6Al-4V: An investigation of cutting edge radius and cooling/lubricating strategies. **Journal of Manufacturing**, v. 74, p. 353-364, 2022.

[69] SCHOOP, J.; SALES, W. F.; JAWAHIR, I. S. High-speed cryogenic finish machining of Ti-6Al4V with polycrystalline diamond tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 250, p. 1-8, 2017.

[70] HUTCHINGS, P. S. I. **Surface engineering – Tribology**. 2a ed. [s.l.].

[71] LI, X.; SOSA, M.; OLOFSSON, U. A pin-on-disc study of the tribology characteristics of sintered versus standard steel gear materials. **Wear**, v. 340–341, p. 31-40, 2015.

[72] HAMMES, G.; MUCELIN, K. J.; DA COSTA GONÇALVES, P.; BINDER, C.; BINDER, R.; JANSSEN, R.; KLEIN, A. N.; DE MELLO, J. D. B. Effect of hexagonal boron nitride and graphite on mechanical and scuffing resistance of self-lubricating iron based composite. **Wear**, v. 376-377, p. 1084-1090, 2017.

[73] SALVARO, D. B. **Desempenho tribológico de compósitos autolubrificantes em regime de lubrificação mista**. Tese de doutorado (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2020.

[74] MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. **Applied Statistics and Probability for Engineers**. 2 ed. John Wiley and Sons, 2003.

[75] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 16610-71: Geometrical Product Specifications (GPS) - Filtration - Part 71: Robust Areal Filters - Gaussian Regression Filters**, 2014.

- [76] BLUNT, L.; JIANG, X. **Advanced Techniques for Assessment Surface Topography: Development of a Basis for 3D Surface Texture Standards "Surfstand"**. Kogan Page Science, 2002.
- [77] WHITEHOUSE, D. J. **Surfaces and their measurement**. Hermes Penton Press, 2002.
- [78] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 13565-2: Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface texture: Profile method; Surfaces having stratified functional properties - Part 2: Height characterization using the linear material ratio curve**, 1996.
- [79] LEACH, R. **Characterisation of areal surface texture**. 1. ed. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013.
- [80] CAMPOS, K. R.; KAPSA, P.; BINDER, C.; KLEIN, A. N.; DE MELLO, J. D. B. Tribological evaluation of self-lubricating sintered steels. **Wear**, v. 332-333, p. 932-940, 2015.
- [81] SUJAN KUMAR, M.; DEIVANATHAN, R. Effect of process parameters on drilling - An overview. **Materials Today: Proceedings**, v. 46, p. 1401-1406, 2021.
- [82] KLOCKE, F. **Mechanisms of chip formation in high-speed cutting**. [s.l.].
- [83] KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 1 - Cutting**. 1a ed. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.
- [84] DAVIM, J. P. **Machining - Fundamentals and Recent Advances**. 1a ed. London: Springer-Verlag London, 2008.
- [85] WHITEHOUSE, D. J. **Handbook of Surface Metrology**. Institute of Physics; 1994.
- [86] CORREIA, E.; DAVIM, J. P. Surface roughness measurement in turning carbon steel AISI 1045 using wiper inserts. **Measurement**, v. 44, p. 1000-1005, 2011.
- [87] ZHANG, P. R. Z.; LIU, Q.; GUO, Y. B. Machinability for dry turning of laser cladded parts with conventional vs. wiper insert. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 28, p. 494-499, 2017
- [88] M'SAOUBI, R.; CZOTSCHER, T.; ANDERSSON, O.; MEYER, D. Machinability of powder metallurgy steels using PcBN inserts. **Procedia CIRP**, v. 14, p. 83-88, 2014.
- [89] KORZYNSKI, M.; ZARSKI, T. Slide diamond burnishing influence on of surface stereometric structure of an AZ91 alloy. **Surface and Coatings Technology**, v. 307, p. 590-595, 2016.

[90] SALVARO, D. B.; GIACOMELLI, R. O.; BINDER, R.; BINDER, C.; KLEIN, A. N.; DE MELLO, J. D. B. Assessment of a multifunctional tribological coating (Nitride + DLC) deposited on grey cast iron in a mixed lubrication regime. **Wear**, v. 376-377, p. 803-812, 2017.

[91] HAMMES, G.; SCHROEDER, R.; BINDER, C.; KLEIN, A. N.; DE MELLO, J. D. B. Effect of double pressing/double sintering on the sliding wear of self-lubricating sintered composites. **Tribology International**, v. 70, p. 119-127, 2014.

[92] RIVERA, N. I. A. **Effect of the characteristics of pores and solid lubricant on the tribological behaviour of sintered steel impregnated with graphite**. Tese de doutorado (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2020.

[93] HUTCHINGS, I. SHIPWAY, P. **Tribology friction and wear of engineering materials**. 2a. ed. Oxford: Elsevier LTD. 2017.