

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE INSERTOS RETIFICADOS
DA LIGA WC-Co PARA FERRAMENTAS DE CORTE**

Dennis Coelho Cruz

São Carlos – SP
2021

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE INSERTOS RETIFICADOS
DA LIGA WC-Co PARA FERRAMENTAS DE CORTE**

Dennis Coelho Cruz

Tese apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de DOUTOR EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi

Coorientador: Prof. Dr.-Ing. Carlos Eiji Hirata Ventura

São Carlos – SP

2021

DEDICATÓRIA

À minha amada esposa, meus pais, irmãs, cunhado e sobrinhos pelo incentivo ao estudo e compreensão nos inúmeros momentos de ausência.

VITAE DO CANDIDATO

Mestre em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Ouro Preto (2006), Desenhista Industrial com ênfase em Projeto de Produto pela Universidade do Estado de Minas Gerais (2000).



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro das Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Defesa de Tese de Doutorado do candidato Dennis Coelho Cruz, realizada em 11 de maio de 2021

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi (UFSCar)

Prof. Dr. Conrado Ramos Moreira Afonso (UFSCar)

Prof. Dr. André Luis Christoforo (UFSCar)

Prof. Dr. Amauri Hassui (UNICAMP)

Prof. Dr. Reginaldo Teixeira Coelho (USP)

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

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

AGRADECIMENTOS

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

À Universidade Federal do Oeste da Bahia pela concessão de afastamento das minhas funções e apoio das atividades nessa capacitação.

À FAPESP, pelo apoio financeiro para disponibilização dos equipamentos e materiais necessários à pesquisa (Processos nº 2015/15622-2, 2017/12304-5 e 2017/12309-7)

Ao Laboratório Brasileiro de Nanotecnologia do Centro Nacional de Pesquisa em Materiais (LNNano/CNPEM) pelo apoio às medições de tensões residuais e difração de raios-x, e também pela colaboração do técnico Engenheiro Victor Ferrinho Pereira.

Aos Professores, Dr. Vitor Luiz Sordi e Dr.-Ing. Carlos Eiji Hirata Ventura, pelos ensinamentos, orientações e ideias durante todo o projeto.

Ao Professor Dr. André Luis Christoforo, do Departamento de Engenharia Civil da UFSCar, pelas discussões e ensinamentos sobre a análise estatística e também pela amizade.

A todos os professores e técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais e da Mecânica, em especial aos técnicos Djalma Aparecido Lingnari Durici e Leonildo Bernardo Pivotto, por auxiliarem na preparação dos materiais e realização dos ensaios na oficina.

Aos amigos e companheiros de laboratório desse período, que colaboraram e me incentivaram, Bruno Alexandre Roque, Denny Paris, Ueliton Carvalho Alves e Elielson Alves dos Santos.

A todos aqueles que de alguma forma auxiliaram na concretização dos resultados desse trabalho e que eu possa ter desapercebidamente esquecido de mencionar.

RESUMO

As ferramentas de corte produzidas com as ligas de carbeto de tungstênio e cobalto (WC-Co), em comparação com ferramentas de corte convencionais, propiciam menores custos de usinagem, ganhos de produtividade e boa combinação entre dureza e tenacidade à fratura. Devido aos elevados valores de dureza, seu acabamento após a sinterização é realizado por processo de retificação, o qual produz elevadas cargas térmicas e mecânicas e causa alteração das características superficiais, as quais afetam o desempenho da ferramenta durante a sua aplicação em processo de usinagem. Neste contexto, o presente trabalho avalia a influência das variáveis do processo de retificação sobre a integridade superficial de insertos de metal duro e, conseqüentemente, sobre a vida da ferramenta em serviço, no caso, o torneamento ortogonal de um ferro fundido nodular. Foram observados os efeitos de diferentes condições do processo de retificação (velocidade de corte e avanço, velocidade de avanço de dressagem, tamanho do grão abrasivo e tipo de ligante do rebolo diamantado) sobre a rugosidade superficial (R_z) e de aresta (Δr), a variação da dureza em relação à do material base (ΔHK) e a tensão residual na direção perpendicular à de retificação (σ_{\perp}) dos insertos de metal duro. Como resultados principais, verificou-se que a aplicação do rebolo com menor tamanho de grão (D15) e ligante resinoide favoreceu a apresentar os menores valores de R_z e Δr , com a conseqüente geração de superfícies e arestas mais regulares. Já tensões residuais mais compressivas e maiores durezas na superfície do inserto foram geradas após a retificação com rebolo de ligante vitrificado e maior tamanho de grão (D46). A tensão residual compressiva e a alta dureza contribuíram para o aumento da vida do inserto nos testes de torneamento, sendo a formação de trinca por esforço mecânico o fator determinante para o fim de vida da ferramenta.

Palavras-chave: retificação; metal duro; inserto de corte; integridade superficial

ABSTRACT

**EVALUATION OF THE SURFACE INTEGRITY OF GROUND
CEMENTED TUNGSTEN CARBIDE CUTTING INSERTS**

Cutting tools produced from cobalt tungsten carbide alloy (WC-Co), compared to conventional cutting tools, provide lower cost of machining, with increasing productivity and acceptable combination of hardness and fracture toughness. Due to the high value of hardness, the finished product after sintering is obtained by grinding process, which produces high thermal and mechanical loads. However, this process may change the surface characteristics, which affect the cutting insert performance during the application in the machining process. In this context, the present work evaluates the influence of the grinding process variables on the surface integrity of carbide inserts and, consequently, on the tool life in service, in this case, the orthogonal turning of a nodular cast iron. The effects of different conditions of the grinding process were observed (cutting and axial feed speeds, dressing axial speed, diamond grinding wheel of different grain size and bonding material) on the surface roughness (R_z) and edge roughness (Δr), variation in hardness in relation to that of the base material (ΔHK) and residual stress in the perpendicular direction to the grinding (σ_{\perp}) of the cemented tungsten carbide cutting inserts. As main results, it was verified that the use of the grinding wheel with smaller grain size (D15) and the use of resinoid binder improved the achievement of lower values of R_z and Δr , with the consequent generation of more regular surfaces and edges. Higher compressive residual stress and higher hardness in the surface were found after grinding with a vitrified binder wheel and larger grain size (D46). The compressive residual stress e high hardness contributed to increase of the insert's life in turning experiments, due to the formation of crack by mechanical effort determining factor for the end of tool life.

Keywords: grinding; hard metal; cutting insert; surface integrity

PUBLICAÇÕES

- CRUZ, D.C.; SORDI, V.L.; VENTURA, C.E.H. Surface analysis of wc-5%Co cemented tungsten carbide cutting insert after plunge-face grinding. **The International Journal Advanced Manufacturing Technology**, 2020, v. 108, p. 323-330. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05382-y>
- CRUZ, D.C.; CHRISTÓFORO, A.L.; SORDI, V.L.; VENTURA, C.E.H. Inducement of residual stresses in WC-5%Co cutting inserts by plunge-face grinding. **The International Journal Advanced Manufacturing Technology**, 2021, v. 113, p 553-563. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06583-1>
- CRUZ, D.C.; SORDI, V.L.; VENTURA, C.E.H. Avaliação da Tensão Residual de Insetos Retificados da Liga WC-Co Para Ferramentas de Corte. Apresentado no **IV Workshop de Pesquisa em Manufatura** organizado pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGEMec - UFSCar). Disponível em: <https://www.youtube.com/watch?v=anXltZdGCYE>. Acesso em 26 março 2021
- VENTURA, C.E.H; CRUZ, D.C.; SORDI, V.L.; SUYAMA, D.I. Effect of the grinding process on the wear of a cemented tungsten carbide cutting insert during turning. Submetido ao **9º CIRP - Conference on High Performance Cutting** e aceito para publicação na revista **PROCEDIA CIRP**.
- CRUZ, D.C.; DA SILVA, B. O.; SORDI, V.L.; VENTURA, C.E.H. Análise dos esforços durante a retificação plana transversal de mergulho de insertos de corte de metal duro. Aceito para publicação nos Anais do **21º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
ÍNDICE DE ASSUNTOS.....	xi
INDICE DE TABELAS.....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xxi
1 INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Objetivos e Originalidade da proposta.....	4
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	7
2.1 Ligas de carbetos de tungstênio e cobalto (WC-Co).....	7
2.2 Insertos de WC-Co para ferramentas de corte.....	12
2.3 Retificação ou usinagem por abrasão.....	16
2.3.1 Retificação de WC-Co.....	22
2.4 Desgaste do rebolo em operações de retificação.....	27
2.5 Integridade superficial de WC-Co após retificação.....	30
2.6 Vida útil dos insertos de carbetos de tungstênio.....	38
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	45
3.1 Procedimentos experimentais dos ensaios de retificação.....	46
3.1.1 Planejamento experimental.....	46
3.1.2 Blanks de WC-Co.....	49
3.1.3 Processo de retificação.....	53
3.1.4 Ferramentas abrasivas.....	56
3.1.6 Avaliação da microdureza.....	58
3.1.7 Medição da tensão residual e análise da composição do material.....	60
3.1.8 Análise da superfície e da subsuperfície.....	63
3.2 Procedimento experimental dos ensaios de vida dos insertos em processo de torneamento ortogonal.....	63

3.2.1	Corpos de prova de ferro fundido nodular.....	63
3.2.2	Ensaio de torneamento ortogonal.....	65
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	69
4.1	Resultados da análise de variância (ANOVA).....	69
4.1.1	Rugosidade máxima (Rz).....	69
4.1.2	Rugosidade de aresta (Δr).....	74
4.1.3	Tensão residual na direção perpendicular à de retificação (σ_{\perp}).....	78
4.1.4	Variação da microdureza Knoop (ΔHK).....	81
4.1.5	Considerações sobre a velocidade de avanço de dressagem (v_{fd}).....	87
4.2	Teste de vida dos insertos em processo de torneamento ortogonal.....	88
5	CONCLUSÕES.....	95
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	97
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	99

INDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 – Parâmetros de retificação e níveis para estudo. Fonte: elaborado pelo autor	47
Tabela 3.2 – Composição química (% peso) do ferro fundido nodular ferrítico. Fonte: Certificado de ensaio Tupy S.A (novembro / 2019).....	64
Tabela 4.1 – Parâmetros de retificação e de caracterização (valores médios e desvios-padrão) dos insertos submetidos a testes de vida. Fonte: elaborado pelo autor	89

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 – Fluxograma esquemático da fabricação dos carbetos. Fonte: elaborado pelo autor	2
Figura 1.2 – Produção científica em retificação de WC-Co durante o período de 2011-2021. Fonte: Base de dados de [11-14]	4
Figura 2.1 – Medição da dureza de carbetos de tungstênio em função do tamanho de grão e teor de cobalto: a) em temperatura ambiente; b) com variação da temperatura. Adaptado de [17].....	9
Figura 2.2 – Tenacidade à fratura dos WC em função do teor de Co, em peso. Adaptado de [3]	10
Figura 2.3 – Resistência ao desgaste: (a) inverso do volume de material retirado em função da dureza do WC; (b) inverso do volume de material retirado em função do teor de Co na liga. Adaptado de [3].	11
Figura 2.4 – Consumo de carbetos de tungstênio. Adaptado de [21].	12
Figura 2.5 – Mercado global (2016): a) de insertos; b) por aplicação. Adaptado de [25].....	15
Figura 2.6 – a) As partes construtivas de um inserto no porta-ferramentas (suporte); b) posição da ferramenta em corte oblíquo. Fonte: elaborado pelo autor	16
Figura 2.7 – a) Ilustração dos parâmetros de retificação de mergulho do inserto de corte; b) detalhe da atuação das componentes das forças na remoção de material. Fonte: elaborado pelo autor	17
Figura 2.8 – Detalhe do rebolo e atuação dos grãos abrasivos durante a retificação. Fonte: elaborado pelo autor	19
Figura 2.9 – Retificação a) em modo dúctil e b) em modo frágil. Adaptado de [27]	22
Figura 2.10 – Diagrama de tensão deformação para materiais frágeis. Adaptado de [39].....	24

- Figura 2.11 – Grãos de carbeto de tungstênio arrancados e cobalto espalhado após retificação. Parâmetros: $v_c = 30$ m/s; $v_f = 12$ m/min; $a_p = 10$ μm ; $d_G = 91$ μm . Adaptado de [8] 24
- Figura 2.12 – Presença de fragmentos de carbetos de WC e Co na superfície de WC-Co retificada. Parâmetros: $v_c = 75$ mm/s; $a_p = 0,03$ mm; $d_G = 100$ μm . Adaptado de [40] 25
- Figura 2.13 – a) Aparência da superfície retificada por grão único; b) trincas; c) empilhamento de WC; d) exposição dos grãos de carbeto. Parâmetros: $v_c = 20$ m/s; $v_f = 100$ m/min; $a_p = 20$ μm ; $d_G = 15$ μm . Adaptado de [35] 26
- Figura 2.14 – Subsuperfície com transformação de fase do Co de CFC (grãos vermelhos) para HC (grãos azuis), após a retificação de WC-13%Co, observada pela técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) em MEV. Parâmetros de usinagem não especificados pelos autores. Adaptado de [43] 27
- Figura 2.15 – Influência da taxa de remoção de material no desgaste. Adaptado de [27] 28
- Figura 2.16 – Aspectos das arestas de corte: a) desgastada, b) quebrada, c) escavada, d) apareceu recentemente, e) quebrada parcialmente, f) coberta com ligante. Adaptado de [51] 29
- Figura 2.17 – Seção esquemática de uma superfície usinada. Adaptado de [61] 31
- Figura 2.18 – Parâmetros de retificação em função da: a) rugosidade R_z ; e b) taxa de remoção. Em todos os casos, empregando rebolo com tamanho de grão de 91 μm . Adaptado de [63] 32
- Figura 2.19 – Avaliação da rugosidade de aresta após retificação com rebolos de tamanho de grãos D10 (acima) e D46 (abaixo). Parâmetros de retificação: $v_c = 10$ a 30 m/s; $v_f = 1$ a 10 mm/min; $d_G = 10$ a 46 μm ; Ligante = vitrificado. Adaptado de [69] 33
- Figura 2.20 – a) Subsuperfície de uma liga WC-Co cortada por feixe de ion focalizado (*Focused Ion Beam* ou FIB) após 10 passes em ensaio a risco com carga de 30N e ponta de diamante Rockwell

de raio 200 μm ; b) camada acumulada de nanopartículas Adaptado de [48].....	34
Figura 2.21 – Esquemático de um grão abrasivo na remoção de WC e Co. Fonte: elaborado pelo autor	35
Figura 2.22 – Subsuperfície após: a) retificação; b) polimento. Parâmetros de usinagem não especificados pelos autores Adaptado de [10]	37
Figura 2.23 – a) Desgastes típicos em insertos de torneamento; b) Secção AA passando pelo desgaste de cratera. Adaptado de [84]	38
Figura 2.24 – Aspectos do desgaste da superfície de uma ferramenta de metal duro K20 após usinagem de $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$ a 75 m/min: mecanismo por adesão (ou <i>attrition</i>) (a) e difusão (b). Adaptado de [84]	39
Figura 2.25 – Material aderido em inserto de metal duro: após torneamento CGI a 150 m/min (a), e NGI a 250 m/min (b) Adaptado de [95] ..	41
Figura 2.26 – Esquema representativo da formação de cavacos em ferro fundido cinzento: a) fratura do material; b) deformação com remoção; c) sem corte de material; d) cratera e fratura irregulares. Adaptado de [97]	42
Figura 2.27 – Inserto desgastado após fresamento de ferro fundido a 200 m/min (a) e 300 m/min (b): desgaste por abrasão (1), por adesão (2), e trincas (3). Adaptado de [101]	44
Figura 3.1 – Esquemático das etapas de desenvolvimento do trabalho. Fonte: elaborado pelo autor	45
Figura 3.2 – Representação do inserto de WC-Co com suas dimensões. Fonte: elaborado pelo autor	49
Figura 3.3 – MEV do metal duro com (à esquerda) e sem (à direita) ataque químico. Fonte: elaborado pelo autor.....	50
Figura 3.4 – Exemplo de traçado das retas para aplicação do método do intercepto. Fonte: elaborado pelo autor.....	50
Figura 3.5 – Imagem do material (a) obtida por MEV e (b) processada pelo MATLAB. Fonte: elaborado pelo autor	52

Figura 3.6 – Histograma da frequência relativa do diâmetro médio do grão de WC. Fontes: elaborado pelo autor; designação industrial de [3]	52
Figura 3.7 – Componentes da retificadora CNC Agathon DOM Plus. Fonte: elaborado pelo autor	53
Figura 3.8 – a) Modelagem da camada abrasiva por resina polimerizável; b) avaliação da resina fotopolimerizável no microscópio confocal; c) superfície tridimensional gerada. Fonte: (a) Adaptado de [103]; (b) (c) Elaborado pelo autor	55
Figura 3.9 – Curva de Abbott-Firestone de perfil genérico de rugosidade. Fonte: Adaptado de [113].....	56
Figura 3.10 – Representação de imagens obtidas pelo microscópio, com perfis para as medições de rugosidade na superfície (a) e na aresta (b). Fonte: elaborado pelo autor	57
Figura 3.11 – Medição de Rzi em diferentes trechos de um perfil de rugosidade. Fonte: Adaptado de [22].....	58
Figura 3.12 – Esquema da aresta de um inserto, com indicação dos lascamentos e medição de Δr . Fonte: Adaptado de [69].....	58
Figura 3.13 – Impressões (a) Vickers e (b) Knoop. Fonte: elaborado pelo autor.....	59
Figura 3.14 – Profundidade de penetração após aplicação da ponta de diamante Vickers (a) e Knoop (b). Fonte: elaborado pelo autor..	60
Figura 3.15 – Insertos de metal duro no difratômetro de raios-x. Fonte: elaborado pelo autor	61
Figura 3.16 – Distância interplanar versus inclinação da amostra para a condição de retificação $v_c = 40$ m/s; $v_f = 2$ mm/min; $d_G = 15$ μ m; ligante vitrificado; $v_{fd} = 1$ μ m/s. Fonte: elaborado pelo autor	62
Figura 3.17 – Dimensões do corpo de prova. Fonte: elaborado pelo autor.....	64
Figura 3.18 – Imagens das (a) grafitas em nódulos e da (b) matriz ferrítica após ataque químico. Fonte: elaborado pelo autor	65
Figura 3.19 – Dimensões construtivas do porta-ferramenta. Fonte: elaborado pelo autor	66

Figura 3.20 – Processo de torneamento: (a) vista superior, (b) corpo de prova e (c) posição da ferramenta. Fonte: elaborado pelo autor.....	66
Figura 3.21 – Aquisição da imagem da aresta por microscópio confocal. Fonte: elaborado pelo autor	67
Figura 4.1 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta rugosidade máxima Rz para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide. Fonte: elaborado pelo autor	70
Figura 4.2 – Variação da rugosidade máxima Rz em relação à espessura de cavaco por grão h_{cu} para testes com rebolos de ligante vitrificado e resinoide. Fonte: elaborado pelo autor.....	71
Figura 4.3 – Imagens de MEV de superfícies retificadas (em todos os casos, $v_f = 10$ mm/min e $v_{fd} = 1$ μ m/s; para (e) e (f), $v_c = 12$ m/s). Fonte: elaborado pelo o autor	73
Figura 4.4 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta rugosidade de aresta Δr para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide. Fonte: elaborado pelo autor	75
Figura 4.5 – Variação da rugosidade da aresta Δr em relação à espessura de cavaco por grão h_{cu} para testes com rebolos de ligante vitrificado e resinoide. Fonte: elaborado pelo autor.....	76
Figura 4.6 – Imagens de microscopia ótica de arestas retificadas (em todos os casos, $v_{fd} = 1$ μ m/s; para (a), (b), (c) e (d), $d_G = 15$ μ m; para (e) e (f), $v_c = 12$ m/s e $v_f = 2$ mm/min). Fonte: elaborado pelo autor.....	77
Figura 4.7 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta tensão residual perpendicular σ_{\perp} para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide. Fonte: elaborado pelo autor.	79
Figura 4.8 – Valores médios das forças (a) normal e (b) tangencial para diferentes tamanhos de grãos. Fonte: elaborado pelo autor	80
Figura 4.9 – Subsuperfície do inserto. Fonte: elaborado pelo autor.....	80
Figura 4.10 – (a) Corte lateral esquemático da medição da microdureza Knoop e (b) exemplo de impressão na superfície do inserto com ataque químico. Fonte: elaborado pelo autor.....	82

- Figura 4.11 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta variação da microdureza Knoop ΔHK para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide. Fonte: elaborado pelo autor 83
- Figura 4.12 – Identificação das fases do material por difração de raios-x para diferentes condições do inserto. Fonte: elaborado pelo autor..... 84
- Figura 4.13 – Insertos retificados com $v_c = 12$ m/s, rebolo de ligante vitrificado e $d_G = 15$ μm , dressado com $v_{fd} = 5$ $\mu\text{m/s}$: (a) subsuperfície e (b), superfície após retificação com $v_f = 2$ mm/min; (c) subsuperfície e (d) superfície após retificação com $v_f = 10$ mm/min. Fonte: elaborado pelo autor..... 86
- Figura 4.14 – Variação média de ΔHK em função da tensão residual média dos insertos retificados. Fonte: elaborado pelo autor..... 87
- Figura 4.15 – Valores médios da altura reduzida de pico Spk para diferentes tipos de rebolo após dressagem com diferentes velocidades de avanço. Fonte: elaborado pelo autor..... 88
- Figura 4.16 – Arestas de corte (esquerda) e volume médio e desvio padrão de material aderido (à direita). Fonte: elaborado pelo autor..... 90
- Figura 4.17 – Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) do material aderido (ponto A). Fonte: elaborado pelo autor..... 90
- Figura 4.18 – MEV das arestas de corte dos insertos (a) 1, (b) 2 (c) e 3. Fonte: elaborado pelo autor 91
- Figura 4.19 – (a) Imagem de MEV em modo de elétrons retroespalhados e (b) detalhe do percurso de propagação da trinca. Fonte: elaborado pelo autor 92
- Figura 4.20 – Valor médio de passes por inserto até o fim de vida. Fonte: elaborado pelo autor 93

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ABNT	–	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ANOVA	–	Análise estatística de variância das médias de uma população
a_p	–	Profundidade de corte no torneamento [mm]
ASTM	–	<i>American Society for Testing and Materials</i>
b_w	–	Largura do inserto [mm]
c	–	Concentração de diamantes do rebolo [g/cm^3]
C_1	–	Volume de um grão de diamante [cm^3]
C_2	–	Fator geométrico do grão abrasivo [adimensional]
Cu-K α	–	Tubo de difratômetro de raios-x de cobre para detecção de K α
\bar{d}	–	Diâmetro médio do grão pela ASTM [μm]
\dot{d}	–	Distância interplanar do cristal [$\text{Å} = \text{Angstroms}$]
d_G	–	Tamanho do grão de diamante do rebolo [μm]
e_c	–	Energia específica [J/mm^3]
EDS	–	Espectroscopia por Dispersão de Energia
f	–	Avanço da ferramenta no torneamento [mm/volta]
f_c	–	Fator de correção para proporção de grãos ativos [adimensional]
F_{nG}	–	Componente da força normal por grão [N]
F_{tG}	–	Componente da força tangencial por grão [N]
G_{ASTM}	–	Diâmetro médio do grão pela ASTM [adimensional]
H	–	Altura da haste do porta-ferramentas [mm]
h_{cu}	–	Espessura média de cavaco por grão abrasivo [μm]
HF	–	Altura da posição do inserto no porta-ferramentas [mm]
HK	–	Microdureza Knoop [kgf/mm^2]
HV	–	Microdureza Vickers [kgf/mm^2]
K_{1c}	–	Coeficiente da Tenacidade a fratura crítico [$\text{MPa}/\sqrt{\text{m}}$]
KAPR	–	Ângulo de posição do porta-ferramentas [$^\circ$]
l	–	Comprimento de corte no torneamento [mm]
LAMS	–	Ângulo da superfície de saída do porta-ferramentas [$^\circ$]
L_c	–	Comprimento da aresta do inserto [mm]
LF	–	Comprimento do porta-ferramentas [mm]

MEV	–	Microscopia Eletrônica de Varredura
n	–	Ordem da difração de raios-x [adimensional]
N_k	–	Número de grãos abrasivos por unidade de volume
\dot{Q}	–	Taxa de remoção de material [mm^3/s]
Q_w	–	Volume de material removido [mm^3]
Rz	–	Rugosidade máxima [μm]
Sk	–	Porção de material no núcleo de um perfil de rugosidade [μm]
Spk	–	Altura reduzida de pico para uma superfície [μm]
SQ_{termo}	–	Soma dos quadrados do termo do modelo quadrático (ANOVA)
SQ_{total}	–	Soma dos quadrados totais (ANOVA)
Svk	–	Porção de vales de um perfil de rugosidade [μm]
VB	–	Desgaste de flanco [μm]
V_c	–	Velocidade de corte (relacionada à rotação do rebolo) [m/s]
V_f	–	Velocidade de avanço do rebolo contra a peça [mm/min]
V_{fd}	–	Velocidade de avanço do rolo dressador [$\mu\text{m}/\text{s}$]
WC	–	Carbeto de tungstênio
WC (211)	–	Índice de Miller do plano cristalográfico WC 211
WC-Co	–	Liga de carbeto de tungstênio com cobalto
z	–	parcela do grão que penetra o material [adimensional]
α	–	Nível do intervalo de confiança [%]
α_0	–	Ângulo da superfície de folga do inserto [°]
γ	–	Ângulo da superfície de folga do porta-ferramentas [°]
ΔHK	–	Variação da microdureza Knoop [kgf/mm^2]
Δr	–	Rugosidade média na aresta de corte [μm]
2θ	–	Ângulo de refração de raios-x [°]
λ	–	Comprimento de onda do raios-x [$\text{Å} = \text{Angstroms}$]
μ	–	Habilidade na remoção de material pelo rebolo [adimensional]
ρ	–	Densidade do grão de diamante [g/cm^3]
$\sigma_{ }$	–	Tensão residual paralela à direção de retificação [Mpa]
σ_{\perp}	–	Tensão residual perpendicular à direção de retificação [Mpa]
ψ	–	Ângulo da amostra na medição de tensão residual [°]

1 INTRODUÇÃO

A durabilidade de um produto no mercado está relacionada com a eficácia de suas funções, eficiência e o custo-benefício de sua aquisição. De modo geral, a definição e o controle da cadeia produtiva é que define a qualidade final do produto e sua consequente aceitação pelo consumidor.

A indústria metalúrgica produz peças de alta precisão e boa qualidade principalmente por meio de processos de usinagem, nos quais se aplicam ferramentas de corte para remoção de material e alcance das dimensões da peça exigidas em projeto. Assim ferramentas que possibilitassem associar menores custos com maior produtividade começaram a ser exigidas desde o início dos anos 1900, e ainda mais em razão da acelerada produção industrial motivada pela 2ª Guerra Mundial (1930-1945). Uma grande contribuição neste sentido foi obtida com a inserção de ferramentas de corte sintéticas no mercado, na forma de insertos de metal duro (liga WC-Co) em substituição às ferramentas de aço rápido tradicionais [1-2].

Em 2017, a aplicação do metal duro no mundo aumentou cerca de 70% em relação aos seis anos anteriores, sendo que a China é a maior consumidora do carbeto de tungstênio, com mais de 55.000 toneladas por ano, das quais 65% são destinados a ferramentas de corte [3].

O carbeto de tungstênio (WC) é obtido dos minérios de scheelita e volframita (WO_3) após tratamento químico, operações de redução e carbonetação a uma temperatura entre 1375°C e 1650°C. Com o WC, são misturados pós de metais, como o cobalto (Co), tântalo (Ta), titânio (Ti) e outros, na presença de meio líquido, utilizando-se moinho de bola para controlar o tamanho de grão, e em seguida é realizada a secagem e o peneiramento. Após compressão, o material assume a forma de pastilhas e é aquecido até uma temperatura entre 700°C e 800°C para conferir resistência a verde, etapa conhecida por pré-sinterização. As dimensões definitivas dos insertos são conferidas na sinterização em temperaturas variando entre 1400°C e 1600°C, com formação de fase líquida pelos metais Co, Ta e Ti, que agem como ligante com os carbonetos (Figura 1.1). Ao fim do processo, obtém-se um composto que

exibe excepcional combinação de dureza, tenacidade à fratura e resistência ao desgaste abrasivo graças aos seus constituintes: o WC é duro e frágil e o ligante Co é macio e dúctil [4-6].

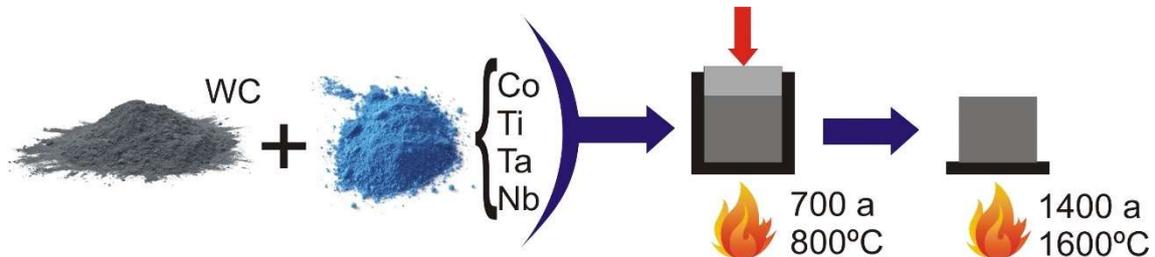


Figura 1.1 – Fluxograma esquemático da fabricação dos carbetos. Fonte: elaborado pelo autor

A compressão exercida no material, assim como as elevadas temperaturas, pode gerar dimensões em não conformidade, o que torna necessária a realização de processo de acabamento. A retificação é a operação mais adequada para esse fim, em função das elevadas propriedades mecânicas da pastilha sinterizada. A remoção de material pela ação de um rebolo com grãos abrasivos de diamante garante tolerâncias dimensionais e geométricas estreitas, um bom acabamento superficial e de aresta de corte e produtividade adequada. Malkin et al. [7] comentam que, apesar do elevado consumo de energia específica para remoção de um volume reduzido de material, a retificação ainda é o processo mais econômico em comparação a processos com ferramentas de geometria definida. Tal consumo de energia específica está associado aos parâmetros de operação, como velocidade de corte, velocidade de avanço, largura e profundidade de corte, bem como às características do material (dureza, tamanho de grão, composição, módulo de elasticidade, etc.), que demandam maior esforço do equipamento para realizar a atividade [6].

A retificação dos insertos de carbeto de tungstênio é um procedimento complexo, em virtude de possíveis alterações do material durante o processo, que incluem deformações plásticas, microtrincas, transformações de fase e tensões residuais na superfície. De acordo com Hegeman e colaboradores [8], a remoção de material na retificação é dependente tanto do tamanho de grão do

abrasivo do rebolo, como do carbetos de tungstênio do inserto, que influenciará a rugosidade do material. Esses autores estudaram os mecanismos de remoção de material na retificação de metais duros de diferentes tamanhos de grão empregando rebolo com tamanho de grão abrasivo 91 μm , por meio da avaliação da rugosidade, da microestrutura e das tensões residuais, porém, a influência dos parâmetros de retificação nessas condições não foi avaliada. Yin et al. [9] investigaram o comportamento de carbetos de tungstênio retificados por meio da medição de rugosidade e tensão residual e identificaram microssulcos em superfícies com deformações plásticas sem fraturas em alta compressão. Os autores mencionaram a dureza superficial dos materiais, mas não fizeram a correlação dela com a retificação. Yang et al. [10] avaliaram o comportamento da integridade superficial do metal duro sob retificação, polimento e em ambas as condições. A tensão residual compressiva foi significativa na retificação, após a qual foram observados fragmentos de carbetos e trincas na superfície do material. Apesar de apresentarem valores médios de rugosidade para as condições citadas, o trabalho não expõe no seu escopo os parâmetros de processo para uma possível comparação.

Avaliando a evolução da produção científica sobre retificação dos metais duros durante os últimos 10 anos (Figura 1.2), verificaram-se estudos da influência do processo sobre suas propriedades mecânicas, sua composição e microestrutura de uma forma geral, tendo havido um crescimento a partir de 2015. Dentre as ligas de metal duro, destaca-se a de WC-Co, com 70% dos trabalhos, o que mostra o interesse contínuo da comunidade científica em discutir aplicações para esse material.

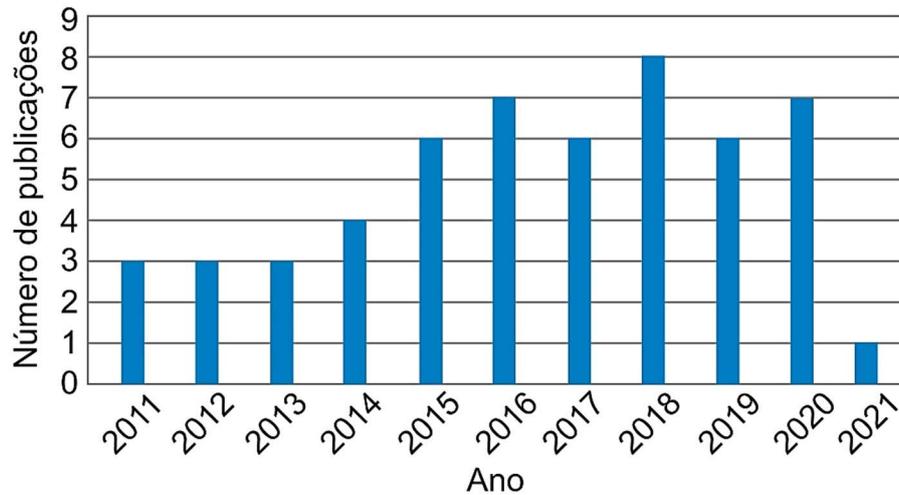


Figura 1.2 – Produção científica em retificação de WC-Co durante o período de 2011-2021. Fonte: Base de dados de [11-14]

Tendo em vista as mudanças do material quando submetido à retificação e a necessidade de características adequadas para a aplicação do metal duro em ferramentas de corte, o presente trabalho buscou, dentre os parâmetros de retificação, aqueles que levem a menores valores de rugosidade na superfície de folga e na aresta de corte, maior dureza e maior tensão residual compressiva. Para isso, serão testados diferentes valores de velocidades de corte e avanço, diferentes tipos de ferramenta abrasiva (tamanho de grão e ligante) e de topografia do rebolo (diferentes avanços de dressagem). Adicionalmente, deve ser investigado como a integridade superficial do inserto afeta sua vida em processo de torneamento ortogonal.

1.1 Objetivos e Originalidade da proposta

A maioria dos trabalhos relacionados ao tema se concentra em verificar o efeito da retificação sobre rugosidade, dureza e tensão residual em carbeto de tungstênio, porém, os autores não vislumbram a correlação entre os resultados e a aplicação tecnológica para os materiais estudados. Além disso, não há uma avaliação sistemática da relação entre os parâmetros de processo e o

desempenho do inserto quando em uso. Assim, necessita-se de uma visão mais holística do conjunto de variáveis que influencia a preparação do inserto. Nesse sentido, o objetivo principal deste trabalho é avaliar o efeito do processo de retificação sobre a integridade superficial de insertos de metal duro, assim como sobre sua vida em serviço. Em busca deste objetivo serão utilizadas as seguintes estratégias:

- Determinar a influência dos parâmetros de retificação dos insertos sobre suas características, tais como rugosidade na superfície de folga e na aresta, tensões residuais superficiais, microdureza, microestrutura, composição e formação de trincas;
- Investigar a atuação dos grãos de diamante, empregando rebolos com ligante vitrificado e resinoide durante a retificação de metal duro;
- Inferir estatisticamente o(s) efeito(s) significativo(s) dos parâmetros de retificação (velocidade de corte e avanço, velocidade de avanço de dressagem, tamanho do grão abrasivo e tipo de ligante do rebolo diamantado) sobre o metal duro, buscando as funções de relação entre as características do material;
- Avaliar os efeitos da dressagem sobre a integridade superficial dos insertos de carbetos de tungstênio com cobalto;
- Investigar a ocorrência de transformações de fase do ligante cobalto após a usinagem e seu efeito na microdureza do metal duro;
- Analisar a relação entre a espessura de cavaco por grão estimado e as características dos insertos após retificação;
- Discriminar parâmetros ideais na retificação de insertos de carbetos de tungstênio, que prolonguem a vida dessa ferramenta no torneamento de ferro fundido.

No presente projeto serão retificados insertos da liga de carbetos de tungstênio e cobalto para ferramenta de corte, com composição de 95% em peso de WC e 5% em peso de Co – segundo informações da fabricante Sumitomo –, classificados pela ABNT NBR ISO 513:2013 como da classe HW K10 [15]. A

expectativa é determinar os parâmetros de retificação do inserto que levem às melhores condições de integridade superficial do inserto e que impactem positivamente na vida da ferramenta em processo de torneamento.

2 REVISÃO DA LITERATURA

Nesta seção tem-se o propósito de apresentar as características do material a ser retificado, a influência do processo de retificação sobre sua integridade superficial e seu desempenho quando aplicado em processo de torneamento.

2.1 Ligas de carbetos de tungstênio e cobalto (WC-Co)

O avanço tecnológico permitiu o desenvolvimento de materiais com propriedades mecânicas antes impensáveis, o que pode ser visto pela vasta aplicação dos metais duros na área metalúrgica e de exploração mineral. Em geral, os metais duros provêm de dois constituintes fundamentais: uma fase de carbetos dura e frágil, e uma fase ligante dúctil. O carbetos é composto na maioria dos casos por metais de transição, sendo mais comum o tungstênio associado ao carbono (monocarbeto WC) – existem ainda os carbonetos de titânio (Ti), tântalo (Ta), nióbio (Nb), cromo (Cr) e molibdênio (Mo), muitas vezes adicionados para aplicações específicas industriais – em uma estrutura hexagonal simples com empacotamento de átomos metálicos (sequência AAA) e inserção de planos de átomos de carbono, sendo que estes ocupam as posições $1/2$, $2/3$, $1/2$. Após o processo de carbonetação, o WC é moído em partículas que variam de 1 a 10 μm , representando de 60 a 95% do volume do metal duro final [3,16,17].

A fase frágil é combinada com a tenacidade de um ligante metálico, destacadamente o cobalto (mais de 95% dos casos), e, para aplicações que exijam resistência à corrosão, a adição de níquel é necessária. Experimentalmente, foi mensurada a molhabilidade do cobalto fundido sobre o grão de WC com ângulo próximo de zero, indicando boa coesão e adesão entre os elementos. Durante a sinterização, os pós da mistura requerem baixos ângulos de contato, bem como energia de superfície e interface favoráveis para que ocorram as reações entre os componentes do metal duro [3,18].

Analisando-se a compatibilidade de microestrutura, o cobalto pode exibir estrutura hexagonal compacta estável em temperaturas abaixo de 400°C ou cúbica de face centrada (α) estável em altas temperaturas. Para que se obtenha maior tenacidade e maior resistência ao desgaste, o tamanho de grão do cobalto é da ordem de 0,2 μm [18,19].

Após a sinterização, as propriedades mecânicas finais (por exemplo, dureza, tenacidade e condutividade térmica) das ligas de metal duro podem ser relacionadas ao teor de cobalto e ao tamanho médio do grão de WC. Segundo Prakash [3] e Garcia et al.[4], o tamanho de grão WC da estrutura pode ser classificado de acordo com a granulometria: fino (0,8 a 1,3 μm), submicrométrico (0,5 a 0,8 μm), ultrafino (0,2 a 0,5 μm) e nanométrico (menor que 0,2 μm). Quanto menor for o tamanho médio dos grãos, maior é a dureza, a resistência ao desgaste e a tenacidade do metal duro, pois propicia um maior empacotamento das partículas [3,4,16].

Como citado anteriormente, a dureza é uma propriedade que depende da microestrutura alcançada pelas rotas de processamento da liga WC-Co. Verifica-se na Figura 2.1a que quanto maior o teor de Co ou o tamanho do grão de WC, menor a dureza [17]. Upadhyaya [17] comenta que, acima da temperatura de 500°C, a dureza dos carbetos não seguem uma linearidade (Figura 2.1b) e a explicação para essa inflexão apresentada no gráfico corresponde à recristalização ou transformação alotrópica da fase Co- ϵ hexagonal em Co- β cúbica de face centrada.

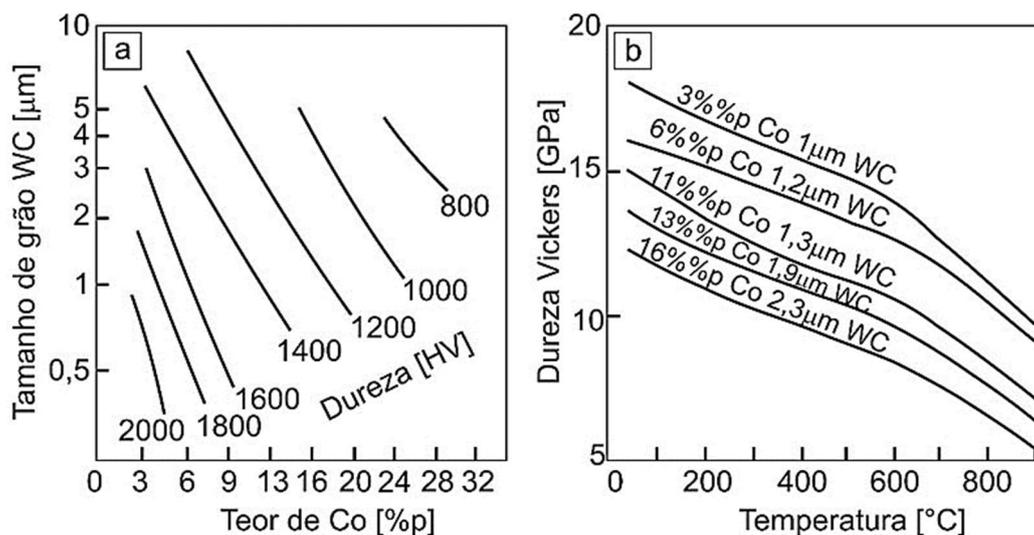


Figura 2.1 – Medição da dureza de carbeto de tungstênio em função do tamanho de grão e teor de cobalto: a) em temperatura ambiente; b) com variação da temperatura. Adaptado de [17].

O carbeto de tungstênio tem condutividade térmica entre 55 e 80 W/m°C, superior ao aço comum, entre 15 e 65 W/m°C. Com adição de cobalto, o coeficiente muda e fica entre 70 e 120 W/m°C. Quando é considerado o tamanho de grão em função da temperatura [3], segundo Koopman et al.[20], tem-se uma redução no valor da condutividade, devido à presença de fases intermediárias no metal duro.

Outra propriedade importante que difere os metais duros dos demais materiais é a tenacidade à fratura, que mede a resistência do material em relação à propagação de uma trinca. Segundo Prakash [3], o valor de K_{1C} aumenta com o teor de Co e o tamanho de grão do carbeto (Figura 2.2)

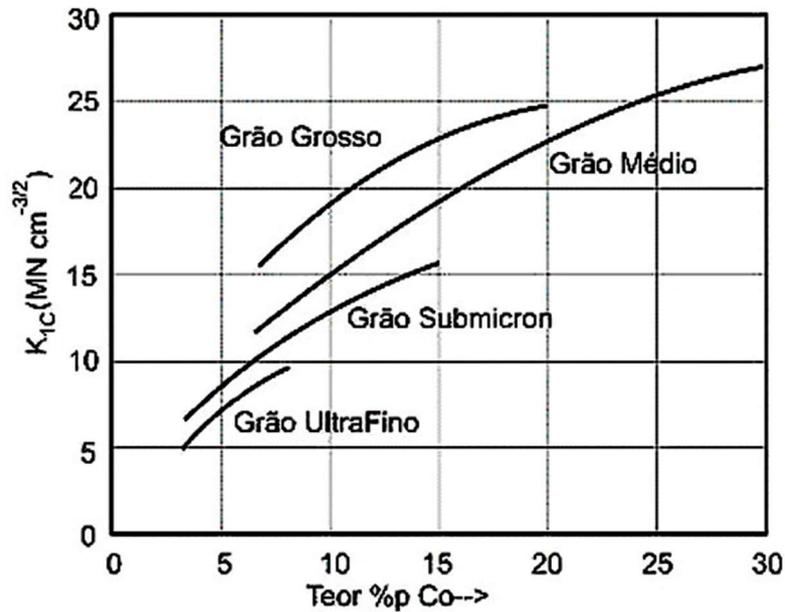


Figura 2.2 – Tenacidade à fratura dos WC em função do teor de Co, em peso.
Adaptado de [3]

A resistência ao desgaste é uma propriedade mecânica relacionada com a resistência de um material ao arrancamento de sua superfície devido ao movimento contínuo de partículas duras sobre ela. Segundo Prakash [3], o ensaio de desgaste por “roda de metal” parcialmente imersa em solução de alumina em amostras de WC-Co, mede a resistência ao desgaste pelo inverso do volume cúbico de material retirado, aumenta com a dureza do WC (Figura 2.3a) e diminui com o teor de Co (Figura 2.3b).

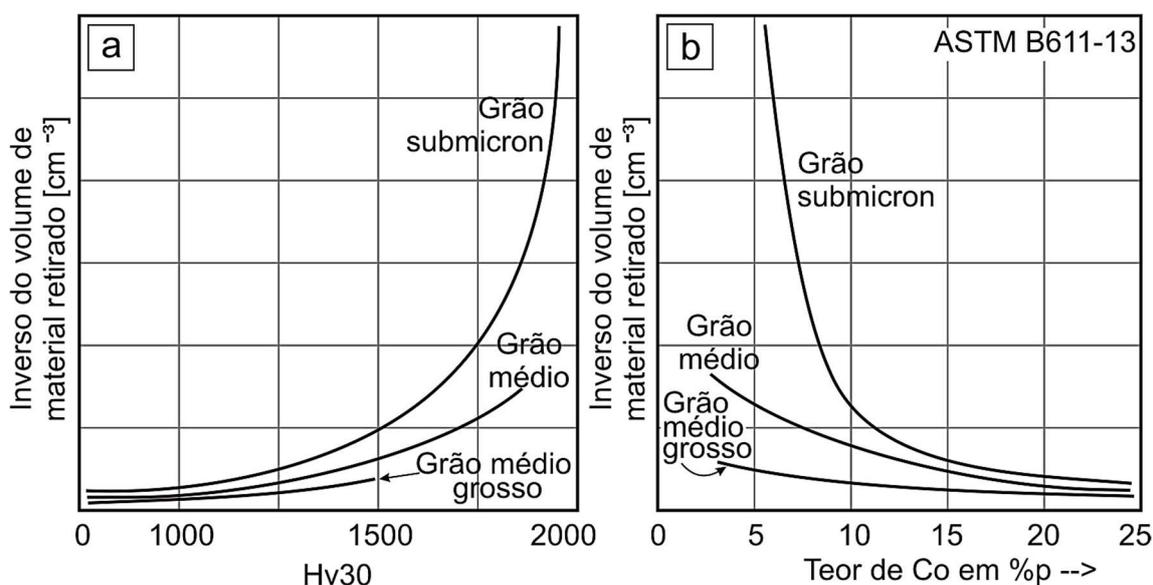


Figura 2.3 – Resistência ao desgaste: (a) inverso do volume de material retirado em função da dureza do WC; (b) inverso do volume de material retirado em função do teor de Co na liga. Adaptado de [3].

Em função das suas propriedades mecânicas, os carbetos de tungstênio podem ser utilizados em diversas áreas [3,4,17]:

- Indústria metal mecânica: insertos para ferramentas de usinagem, peças de desgaste em geral, como feiras de máquinas para trefilação ou extrusão;
- Indústria de mineração, perfuração de petróleo e construção civil: brocas de perfuração e ferramentas de corte de pedras;
- Indústria de beneficiamento de madeira: revestimento de ferramentas de corte e serras circulares com pastilhas de corte;
- Agricultura: revestimento de sulcadores, navalhas e serras agrícolas.

De acordo com o levantamento de mercado realizado pela Roskill [21], em 2019, o WC se apresenta distribuído dentre diversas áreas (Figura 2.4), indicativo da importância do material no setor industrial em geral. Segundo a empresa, o mercado passará por uma incerteza até 2028, podendo ser impactado negativamente pela entrada dos veículos elétricos, que contêm menos componentes e, portanto, poderão gerar menor demanda por ferramentas.

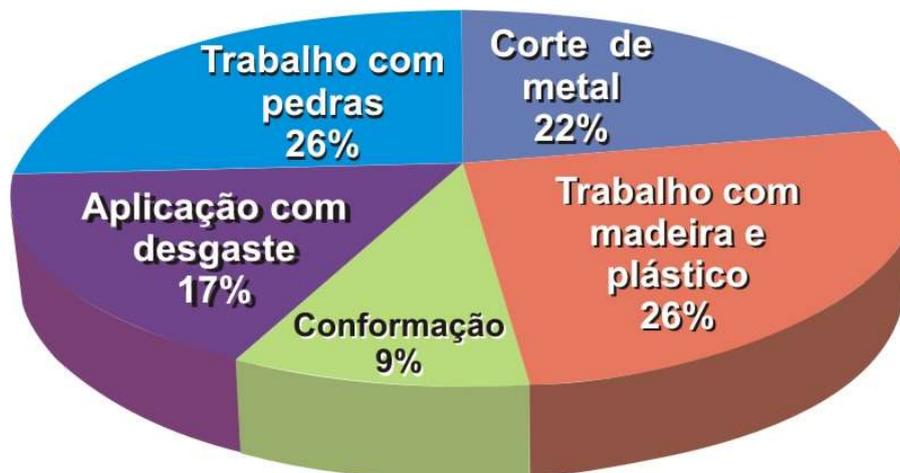


Figura 2.4 – Consumo de carbeto de tungstênio. Adaptado de [21].

2.2 Insetos de WC-Co para ferramentas de corte

Os materiais de ferramenta de corte disponíveis atualmente no mercado são aqueles que suportam elevadas taxas de remoção de material e produzem resultados satisfatórios em termos de acabamento superficial da peça usinada e vida da ferramenta de corte. Analisando cronologicamente o desenvolvimento dos materiais para ferramentas, tendo em vista suas características químicas e físicas, pode-se agrupar:

- Aços rápidos;
- Ligas fundidas;
- Metais duros;
- Materiais cerâmicos;
- Nitreto cúbico de boro (CBN) [5,6,16].

A escolha do material da ferramenta de corte depende, dentre outros fatores, do material a ser usinado, da condição da máquina e das condições de corte. Segundo Ferraresi [5] e Machado et al.[6], o aço rápido e o metal duro são indicados para usinagem de diversos tipos de materiais, com alta dureza e tenacidade.

Segundo Machado et al. [6], outras características devem ainda ser consideradas: o material de ferramenta deve suportar as tensões de corte e

resistir ao cisalhamento e desgaste em temperaturas elevadas (acima de 1000°C) e deve ser tenaz nessas condições. Tendo em vista as altas temperaturas causadas por elevadas velocidades de corte, ele deve ainda possuir boa estabilidade química, resistência ao desgaste por difusão e aos choques térmicos (predominantes em processos intermitentes) [6].

Os primeiros materiais de ferramentas de corte foram os aços rápidos, capazes de resistir às altas temperaturas e tensões de usinagem, devido à dureza superficial da ordem de 1150 HV obtida após sua têmpera com a geração de microestruturas martensíticas. Uma melhora modesta de 7 para 10 m/min na velocidade de corte comparada às de aços baixo carbono foi possível, o que pode ser atribuído ao tungstênio, que, após o tratamento térmico, gera aumento significativo da tensão de escoamento a temperaturas elevadas [22,23].

As ligas fundidas de cobalto, cromo e tungstênio com carbono são materiais compostos por eutéticos binários e ternários formados durante a fundição. As arestas de corte desses tipos de ferramentas se mantêm afiadas até temperaturas de 1000°C, devido aos cristais de carbeto de cromo (Cr_7C_3), e sua dureza original é mantida após o resfriamento. As ligas fundidas podem ser utilizadas com velocidades de corte superiores às ferramentas de aço rápido (até duas vezes mais) e resistem ao choque térmico [5].

Já as ferramentas de corte fabricadas com óxido de alumínio e adições (materiais cerâmicos) podem usinar peças em altas velocidades, pois, embora possuam baixa condutividade térmica, têm resistência a temperaturas elevadas, alta dureza e elevada resistência ao desgaste. Com essas vantagens e devido à sua fragilidade, as máquinas operatrizes devem oferecer condições de rigidez e potência para usinar [5,23,24].

Com desenvolvimento mais recente, as ferramentas de corte de nitreto cúbico de boro (CBN) alcançam dureza e tenacidade à fratura superiores aos materiais citados acima, além de possuírem alta condutividade térmica e resistência ao choque térmico. As excelentes propriedades do CBN diante das demais ferramentas fazem dele uma excelente alternativa de material, porém, seu custo é elevado em relação às demais [6,22-24].

A descoberta do metal duro com fases WC por Schröter, do Grupo de

Estudo da Osram, em 1923, foi um avanço tecnológico para a indústria de usinagem, considerando a necessidade de ferramentas com alta resistência ao desgaste abrasivo, que permitissem elevadas taxas de remoção de material e menor tempo de trabalho [1-3]. A partir do carbeto de tungstênio (WC) combinado a seus ligantes (Co, Ta, Ti, Nb), obtido por metalurgia do pó e retificação, são obtidas ferramentas de corte que combinam alta dureza e boa tenacidade à fratura tanto em baixas como altas temperaturas [5,6,24].

A norma ABNT NBR ISO 513:2013 [15] classifica os metais duros em grupos, de acordo com a aplicação, como se segue:

- Grupo P: classe de materiais com elevado teor de TiC + TaC para usinagem de metais e ligas ferrosos que exibem cavacos longos e dúcteis (cavaco contínuo) e que, devido ao atrito entre as superfícies da ferramenta e da peça, desenvolvem alta temperatura de corte, levando a um maior desgaste da ferramenta. É subdividida em subgrupos de P01 a P50;
- Grupo M: classe de materiais com propriedades intermediárias para usinagem de metais e ligas ferrosos que exibem tanto cavacos longos quanto curtos, como, por exemplo, o aço inoxidável. Subdividida de M01 a M40;
- Grupo K: primeira classe de metal duro desenvolvida, composta apenas por WC e Co, indicada para usinagem de materiais frágeis e que exibem cavacos de ruptura (implica em pequena região de contato entre a superfície da ferramenta e a peça), como ferros fundidos, latões, metais e ligas ferrosos e materiais não metálicos. É classificada pelos subgrupos de K01 a K40;
- Grupo N: classe recomendada para usinagem de alumínio e outros materiais não ferrosos e materiais não metálicos, com subgrupos de N01 a N30;
- Grupo S: classe recomendada para usinagem de superligas e ligas de titânio, resistentes a altas temperaturas. É subdividida em subgrupos de S01 a S30;
- Grupo H: classe indicada para usinagem de materiais endurecidos,

como aço temperado e materiais com alta dureza. Possui subgrupos de H01 a H30.

Dentro dos subgrupos, a tenacidade à fratura aumenta com o aumento da numeração do grupo (por exemplo, K01, K10, K15) e a resistência ao desgaste abrasivo aumenta com a redução da numeração [5,6,15].

Em 2016, a empresa Technavio [25] realizou um levantamento de mercado das ferramentas de corte, indicando os carbeto como o principal material, aplicado em mais de 76% dos casos (Figura 2.5a), principalmente em processos de fresamento, furação e torneamento (Figura 2.5b).

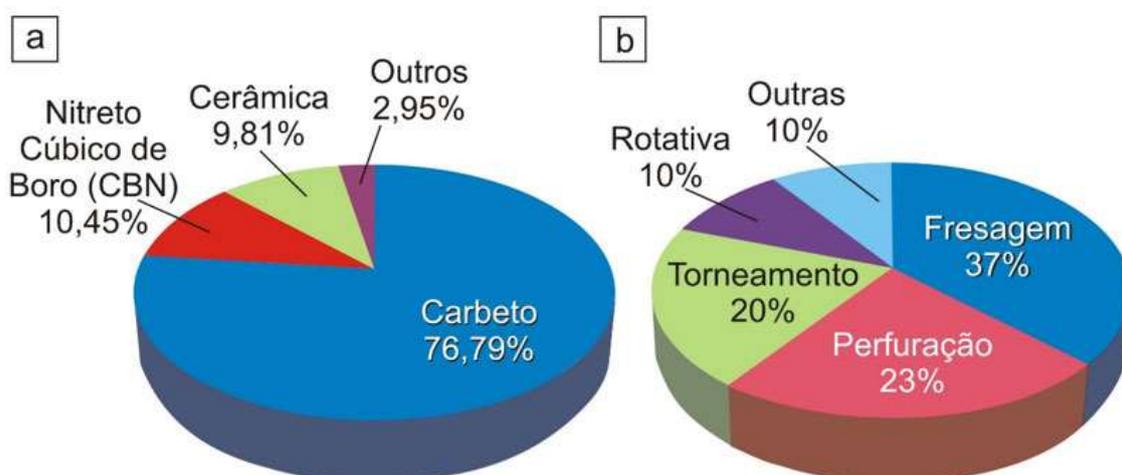


Figura 2.5 – Mercado global (2016): a) de insertos; b) por aplicação. Adaptado de [25].

Os insertos são fixados em porta-ferramentas, como o da Figura 2.6 (a), onde são apresentadas suas partes construtivas, de acordo com a sua função no torneamento: a) arestas principal e secundária de corte, responsáveis pela remoção de material; b) superfície de saída, por onde passa o material usinado (cavaco indicado na Figura 2.6 b); c) superfícies de folga; e d) raio de ponta.

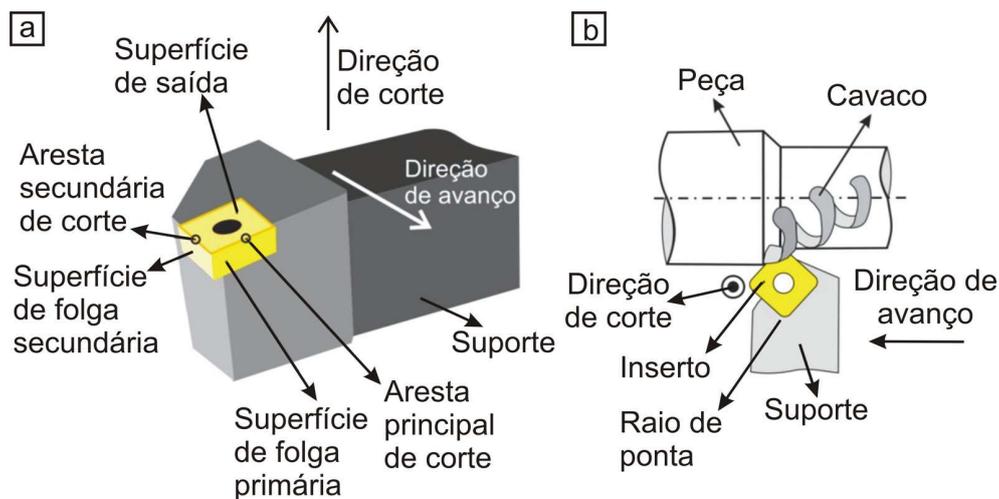


Figura 2.6 – a) As partes construtivas de um inserto no porta-ferramentas (suporte); b) posição da ferramenta em corte oblíquo. Fonte: elaborado pelo autor

2.3 Retificação ou usinagem por abrasão

O processo de fabricação dos insertos WC-Co envolve elevadas compressões, que afetam significativamente as tolerâncias dimensionais e de forma do produto final. Para ajuste e acabamento destas peças, faz-se uso do processo de retificação, que produz baixa rugosidade e retira pequena quantidade de material. A usinagem por abrasão ou a retificação consiste na remoção de material por ação de partículas abrasivas não metálicas, duras, orientadas de forma irregular e unidas por um ligante (de resina, cerâmica ou metal). A retificação tem baixa capacidade de remoção de cavaco, mas possibilita obter superfícies com boa qualidade (rugosidade média entre 0,2 e 1,6 μm) e tolerâncias dimensionais e geométricas estreitas [6,16].

Existem diversas formas de se realizar a retificação, que variam com a forma do rebole e cinemática do processo, tais como: retificação cilíndrica externa ou interna, longitudinal ou de mergulho; retificação plana; retificação sem centros, entre outras [6,7,16]. As condições de operação correspondem à velocidade de corte do rebole (m/s), velocidade de avanço do rebole ou da peça

(mm/min), profundidade e largura de usinagem (mm). Já a ferramenta é definida pelo material do grão abrasivo, tamanho do grão, dureza, estrutura do rebolo e tipo de ligante [26-28].

No processo de acabamento de insertos de corte, utiliza-se o processo de retificação plana de mergulho, no qual a parte plana do rebolo diamantado avança contra a pastilha para remover o material. Tönshoff, Friemuth e Hessel [26] concluíram em um estudo deste processo que os parâmetros de retificação e a espessura média de cavaco por grão abrasivo (h_{cu}) se relacionam conforme a Equação (2.1):

$$h_{cu} \sim d_G \left(\frac{v_f}{v_c \cdot c} \right)^{0,4} \quad (2.1)$$

Sendo d_G o tamanho do grão de diamante do rebolo [μm], v_f a velocidade de avanço do rebolo contra a peça [mm/min], v_c a velocidade de corte [m/s] (relacionada à rotação do rebolo) e c a concentração de diamantes do rebolo [g/cm³], conforme ilustrado na Figura 2.7a.

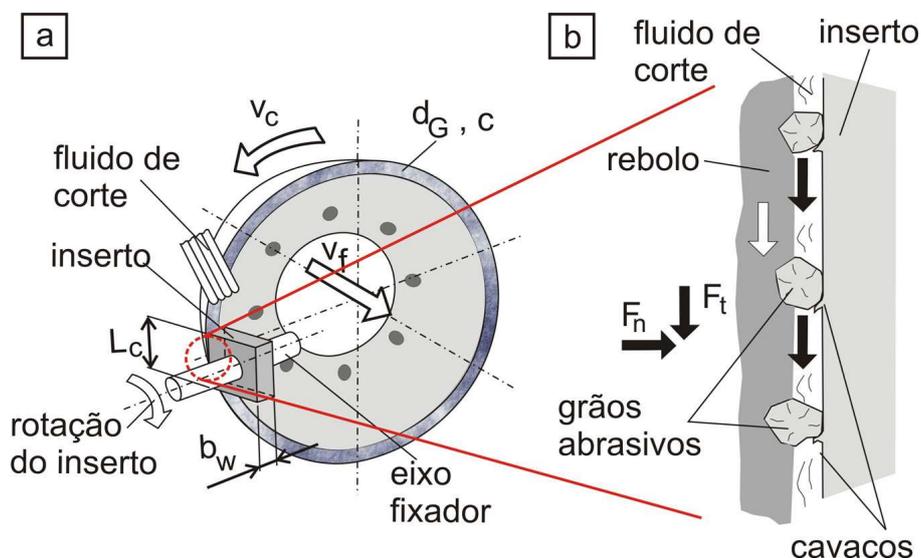


Figura 2.7 – a) Ilustração dos parâmetros de retificação de mergulho do inserto de corte; b) detalhe da atuação das componentes das forças na remoção de material. Fonte: elaborado pelo autor

A taxa de remoção do processo de retificação ajuda a avaliar sua produtividade e pode ser calculada com base na Equação (2.2) [28]:

$$\dot{Q} = b_w \cdot L_c \cdot v_f \quad (2.2)$$

Sendo b_w , no caso da retificação de insertos, sua largura, L_c o comprimento da aresta do inserto e v_f a velocidade de avanço do rebolo.

Marinescu [28] e Rowe [29] informam que, para baixos valores de \dot{Q} (~ 20 J/mm³), serão observadas na peça predominantemente partículas comprimidas de material e sulcos na superfície e, à medida que \dot{Q} aumenta, a energia consumida para formação de cavaco aumenta.

As condições de atrito no contato entre as arestas de corte e a peça e a habilidade do rebolo em remover material podem ser descritas pela Equação (2.3), que expressa uma relação entre a força tangencial (F_t) e normal (F_n) geradas durante o processo (Figura 2.7b) [27-29]:

$$\mu = \frac{F_t}{F_n} \quad (2.3)$$

De acordo com Klocke [27], um valor de μ elevado ($\sim 0,8$ para aços macios) indica grãos mais afiados e que removem menor quantidade de material, levando a baixos valores de F_n . Rowe [28] e Marinescu et al. [29] complementam que a retificação com rebolos pouco afiados fornecerá um valor de μ muito baixo ($\sim 0,2$ para aços duros e cerâmicas), o que mostra pouca eficiência na remoção de material.

A energia específica de retificação é um parâmetro que descreve a energia necessária para remover determinado volume de material da peça e pode ser tomada como medida da eficiência do processo, que depende da afiação dos grãos e da usinabilidade do material. Rowe [28] e Marinescu et al. [29] acrescentam que, na retificação fina, há um elevado consumo de energia por atrito e, dependendo do material, deformação excessiva e pouco cisalhamento. Klocke [27] descreve a energia específica de retificação com base

na Equação (2.4), onde pode ser visto que altos valores de e_c estão relacionados à remoção de pequenos volumes, o que concorda com a afirmação de Marinescu et al. [29]. Nesta Equação, F_t corresponde à força tangencial, v_c à velocidade de corte e Q_w ao volume de material removido.

$$e_c = \frac{F_t \cdot v_c}{Q_w} \quad (2.4)$$

Segundo Salmon [30], a distribuição da energia na retificação segue na forma de: 1) calor para a peça; 2) calor para o rebolo; 3) calor para o cavaco; 4) energia cinética do cavaco; 5) radiação com o meio; 6) energia para criar uma nova superfície; e 7) tensão residual na rede cristalina da superfície e no cavaco. O autor complementa que elevados valores de energia causam entrada de calor e tensão residual; por outro lado, baixos valores reduzem a chance de danos à peça e maximizam o uso da energia na formação de cavaco.

Para uma análise completa do processo de retificação, a ferramenta abrasiva também deve ser considerada (Figura 2.8). O rebolo pode ser fabricado com materiais abrasivos naturais, como o quartzo e o diamante, ou artificiais, como o óxido de alumínio, o carboneto de silício, o nitreto cúbico de boro (CBN) e o diamante policristalino (PCD), os quais são escolhidos dependendo da aplicação. Na retificação de materiais de extrema dureza (ferramentas de metal duro, peças cerâmicas, porcelana, vidro e pedras), o CBN e o diamante são os mais indicados [5,6,16,30].

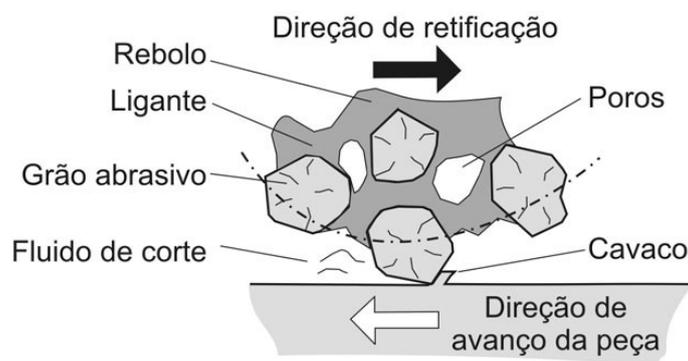


Figura 2.8 – Detalhe do rebolo e atuação dos grãos abrasivos durante a retificação. Fonte: elaborado pelo autor

O controle da rugosidade média da peça de trabalho pode ser feito a partir do tamanho médio do grão abrasivo. Segundo Machado et al. [6], quanto menor o tamanho do abrasivo, menor a rugosidade da superfície retificada. Para rebolos convencionais (grãos de óxido de alumínio e carboneto de silício), o tamanho médio de grão é dado de acordo com o número de malhas por polegada linear de uma peneira de classificação (*mesh*) em que o grão passou livremente. Quanto mais fino é o grão, maior é o seu número na escala. Para os superabrasivos (diamante e CBN), considera-se o diâmetro médio do grão abrasivo em micrometros [16].

O ligante ou aglomerante é o componente que mantém os grãos abrasivos unidos. Dentre os principais tipos, encontram-se: vitrificado, resinoide e metálico. Os rebolos com ligantes resinoide e metálico têm porosidade reduzida resultante do processo de fabricação, ao contrário do ligante vitrificado (ou cerâmico).

O ligante vitrificado é fabricado a partir de argila ou feldspato misturado às partículas abrasivas. Acima de 1260°C há a fusão entre os abrasivos e o ligante e durante o resfriamento se formam pontes entre os abrasivos. Rebolos com esse tipo de ligante têm alta rigidez, são destinados à retificação de precisão e seus poros permitem boa circulação de fluido e retirada de cavaco da região de corte [6,16,30].

Já o ligante resinoide é produzido por resina fenólica termorrígida, a qual, após ser misturada e prensada juntamente aos abrasivos, é submetida a cura em temperatura entre 150 e 200°C. Tal tipo de rebolo possui reduzido volume de poros e, conseqüentemente, maior capacidade de reter os grãos quando comparado ao rebolo com ligante vitrificado. Sua maior elasticidade, embora possa causar desvios dimensionais, coloca maior número de grãos abrasivos em contato com a peça durante o processo, o que contribui para a geração de sulcos rasos e menor nível de rugosidade [6,16,30].

O ligante metálico mais utilizado é o bronze, o qual recobre o rebolo com uma fina camada de abrasivos por eletrodeposição. Devido à sua elevada rigidez e boa capacidade de retenção de grãos, ele é comumente destinado a operações de acabamento com uso de grãos abrasivos de diamante [6,16,30].

A estrutura do rebolo indica a concentração de grãos abrasivos em seu volume. As estruturas mais abertas (com menor concentração de grãos) permitem melhor entrada de fluido na região de corte e maior eficiência na retirada dos cavacos, característica especialmente importante nos processos em que o comprimento de contato rebolo-peça é muito longo. As estruturas mais fechadas, por outro lado, levam a um maior número de grãos ativos, o que contribui para menores valores de rugosidade [6,16].

A dureza de uma ferramenta abrasiva está associada à capacidade de se reter os grãos no ligante do rebolo. Se a ferramenta for classificada como dura, entende-se que ela possui alta resistência para manutenção do grão abrasivo preso ao ligante quando este é submetido a elevados esforços [6,16].

A rugosidade da superfície de uma peça preparada por retificação é influenciada significativamente pela topografia do rebolo, a qual pode ser adequadamente preparada pelo processo de dressagem [31-33]. O dressador tem as funções de retirar os grãos abrasivos gastos do rebolo, limpar restos de cavaco nos poros e expor novos grãos da ferramenta através da limpeza do ligante que os encobre. Dos formatos mais conhecidos, cita-se o dressador de ponta única de diamante (é ajustado radialmente e realiza apenas movimento de avanço longitudinal, para dressagem de rebolos cilíndricos) e o rolo dressador (ferramenta rotativa com formato negativo do rebolo ou menos espesso) [6].

No processo de retificação há elevado consumo de energia para a geração de cavaco, o que eleva a temperatura da peça e aumenta o desgaste da ferramenta. Nesse sentido, o uso de fluido de corte é fundamental. Na retificação de materiais cerâmicos e de elevada dureza (1400 - 1800 kg/mm²), são preferencialmente aplicados óleos integrais, pois a baixa viscosidade desses óleos cria um filme lubrificante na zona de contato entre peça e rebolo, contribuindo com a redução do atrito [6, 16, 30]. De acordo com Biermann et al. [34], os óleos tendem a produzir melhores acabamentos superficiais, além de prolongar a vida do rebolo superabrasivo.

2.3.1 Retificação de WC-Co

A liga de carbeto de tungstênio e cobalto possui uma combinação de alta dureza e tenacidade à fratura, sendo aplicado em muitos setores industriais, como ferramentas de corte e componentes resistentes ao desgaste. Comparativamente à retificação de materiais metálicos dúcteis, as ligas de carbeto de tungstênio e cobalto têm comportamento predominantemente frágil, influenciado pelo arranjo cristalino dos átomos do sólido, ligações interatômicas e estrutura cristalina tridimensional [27,35].

De acordo com Bifano et al. [36], a diferenciação do comportamento frágil e dúctil na retificação de materiais considerados frágeis é possível pela aparência superficial da peça, como observaram na usinagem de sílica fundida. Quando retificado no modo dúctil (Figura 2.9a), o material é deformado plasticamente, não há ocorrência de falhas no material e a resistência estrutural é mantida. No modo frágil (Figura 2.9b), ocorre a formação de dois tipos de trincas: as medianas (ou radiais) e as laterais. Observa-se que as fissuras laterais são as responsáveis pela remoção do material e acabam causando danos permanentes na peça [27,37].

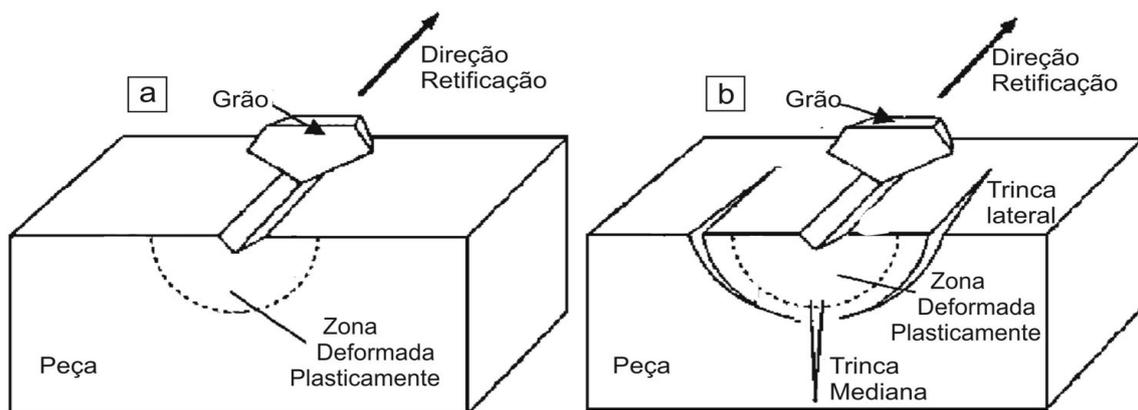


Figura 2.9 – Retificação a) em modo dúctil e b) em modo frágil. Adaptado de [27]

A energia necessária para deformar plasticamente certo volume de material (V_p) pode ser correlacionada à sua dureza (H) [37]:

$$E_p = H \cdot V_p \quad (2.5)$$

Já a energia para a fratura frágil (E_f) pode ser calculada pela multiplicação entre a energia de trinca de superfície (γ) necessária para propagação em uma unidade de área e sua área total (A_f) [37]:

$$E_f = \gamma \cdot A_f \quad (2.6)$$

Segundo observações de Bandyopadhyay et al. [37], ao fixar os valores de H e γ , ou seja, para o mesmo material, a relação E_p/E_f diminuirá à medida que a profundidade de corte diminuir, o que implica atingir a transição dúctil-frágil, a qual é dependente apenas das propriedades do material.

O modelo de Bifano et al. [36] explica o fluxo plástico de remoção de material sem a formação de trincas na superfície, sugerindo que essa remoção de forma dúctil ocorra em profundidades inferiores a determinado valor limite $h_{cu,crit}$, que pode ser estimado para cada material a partir de seu módulo de elasticidade (E), dureza (H) e tenacidade à fratura (K_c), de acordo com a Equação (2.7). Tal modelo concorda com experimentos de Klocke et al. [36], que verificaram que, no metal duro, com o aumento do teor de cobalto de 4 para 12%, o valor de H é reduzido, aumentando-se o valor de $h_{cu,crit}$.

$$h_{cu,crit} = 0,15 \cdot \left(\frac{E}{H}\right) \cdot \left(\frac{K_c}{H}\right)^2 \quad (2.7)$$

Yin et al. [9] analisaram o comportamento do metal duro quando retificado sob o modo dúctil e não observaram danos da microestrutura ou da qualidade geométrica das peças. Inasaki [38] explica que, em geral, para se retificar materiais duros e frágeis, deve haver preocupação com o tipo de acabamento final. Maiores rugosidades estão normalmente relacionadas a menores energias de retificação e menores rugosidades vêm acompanhadas da deformação plástica do material na superfície.

Eda [39] explica que os materiais frágeis alcançam a transição dúctil-frágil na retificação em deformações entre 0,02 e 0,03 %, conforme apresentado na Figura 2.10.

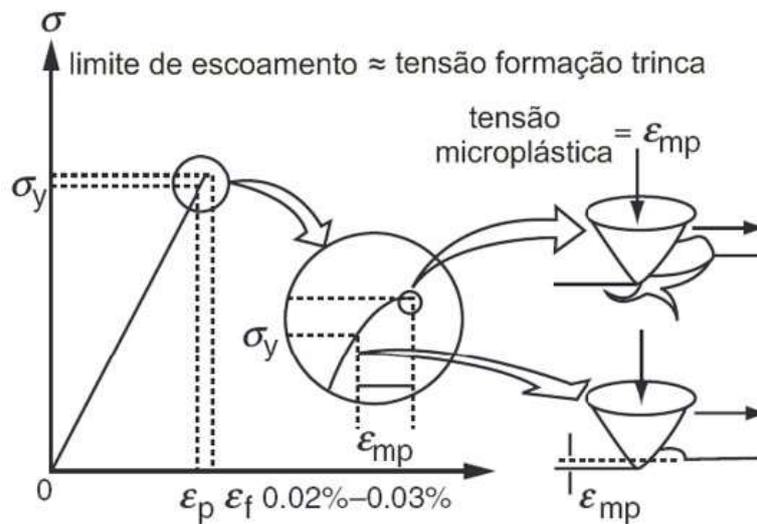


Figura 2.10 – Diagrama de tensão deformação para materiais frágeis. Adaptado de [39].

Hegeman, De Hosson e De With [8], numa investigação em superfícies de amostras de WC-Co após retificação, notaram que os grãos do carbeto com o cobalto foram arrancados e espalhados pelas partículas abrasivas do rebolo ao longo da superfície da peça (Figura 2.11). Yang et al. [10] explicam que a retificação também gera trincas no WC, associadas à força aplicada pelos grãos de diamante sobre o carbeto.

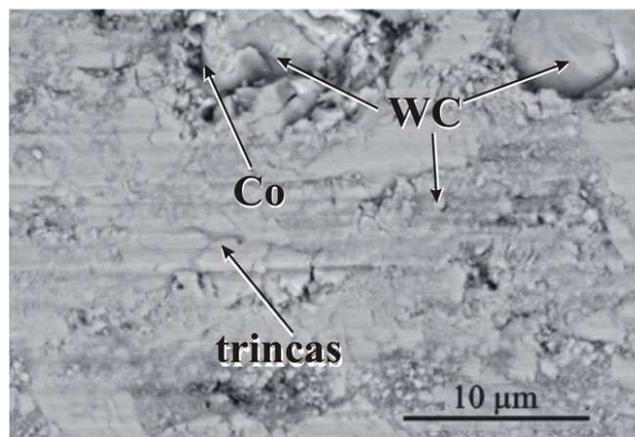


Figura 2.11 – Grãos de carbeto de tungstênio arrancados e cobalto espalhado após retificação. Parâmetros: $v_c = 30$ m/s; $v_f = 12$ m/min; $a_p = 10$ μm ; $d_G = 91$ μm . Adaptado de [8]

Zelwer e Malkin [40] estudaram a retificação de ligas de carbeto de tungstênio com cobalto onde identificaram sulcos na superfície das amostras na direção de corte com fragmentos de carbeto nas laterais dos vales, e com menor presença de cobalto na cavidade do que nas margens (Figura 2.12).

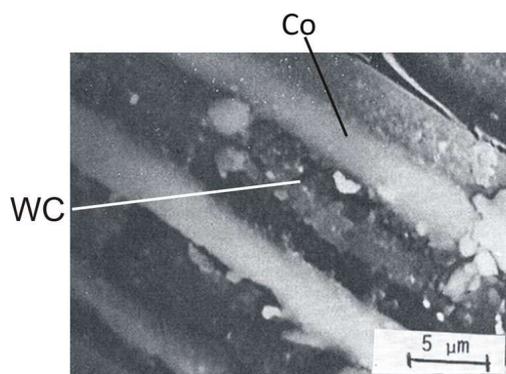


Figura 2.12 – Presença de fragmentos de carbeto de WC e Co na superfície de WC-Co retificada. Parâmetros: $v_c = 75$ mm/s; $a_p = 0,03$ mm; $d_G = 100$ μ m. Adaptado de [40]

Yin et al. [9] analisaram a microestrutura de amostras de WC-Co retificadas, nas quais identificaram a predominância de deformação plástica na formação dos sulcos nos grãos de WC, sem encontrar fragmentações durante um regime de remoção dúctil. Larsen-Basse [41] sugere que tensões compressivas na superfície pela ação do grão abrasivo geram espalhamento do cobalto ao longo da direção de retificação.

No trabalho de Klocke et al. [35] é apresentado o comportamento da remoção de material de composições de WC-Co na retificação com único grão (Figura 2.13a), onde constataram trincas nos grãos de carbeto no início do sulco (Figura 2.13b), e com o aumento da espessura do cavaco há elevação da tensão no material, causando quebra e empilhamento de WC ao longo do rastro (Figura 2.13c). Segundo Wirtz et al. [42], o limite da transição entre o modo dúctil para o frágil é quando há a exposição dos grãos de carbeto da subsuperfície, com alta densidade de fragmentos ligados com cobalto (Figura 2.13d) e também, deslocamento de grãos posicionados a 4 μ m abaixo da superfície, resultante da carga aplicada durante a retificação.

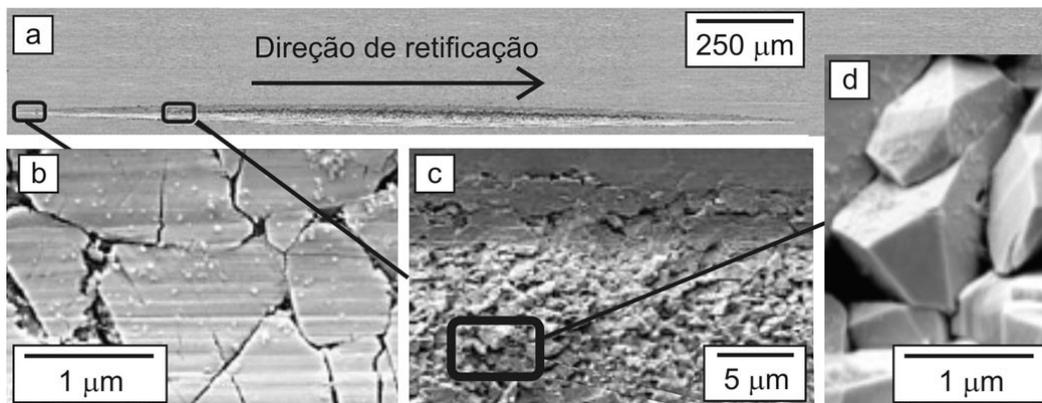


Figura 2.13 – a) Aparência da superfície retificada por grão único; b) trincas; c) empilhamento de WC; d) exposição dos grãos de carbeto. Parâmetros: $v_c = 20$ m/s; $v_f = 100$ m/min; $a_p = 20$ µm; $d_G = 15$ µm. Adaptado de [35]

A literatura cita a ocorrência de transformação alotrópica do Co de cúbica de face centrada (CFC) para hexagonal compacto (HC) das ligas de WC-Co após a retificação. Na Figura 2.14, os autores identificaram pela técnica de difração de elétron retroespalhados (EBSD) uma camada afetada de aproximadamente 5 µm, onde os grãos azuis são $Co_{(HC)}$ e os vermelhos, são $Co_{(CFC)}$ [43]. Durante o resfriamento da liga WC-Co após alcançar a temperatura de sinterização, o carbeto retrai mais rapidamente, comparada ao ligante, devido às diferenças entre seus coeficientes de expansão térmica, e enquanto WC “movimenta-se” para formar o esqueleto de carbeto, o cobalto é bloqueado na eminência da mudança de CFC para HC pelo WC [44]. A introdução de uma carga mecânica ou térmica na superfície do metal duro, pela remoção dos carbetos pelos grãos abrasivos do rebolo leva à mudança de fase, visto que o cobalto estava com uma tensão residual de tração e a abertura de um espaço gerou sua expansão [45]. Alguns autores comentam que sucessivos passes do rebolo refinam os grãos de Co em escala nanométrica, que são incorporados aos carbetos deformados na subsuperfície e com evidência da formação de uma película protetora, sugerindo uma resinterização, acontecendo em baixas velocidades de corte na usinagem [46,47].

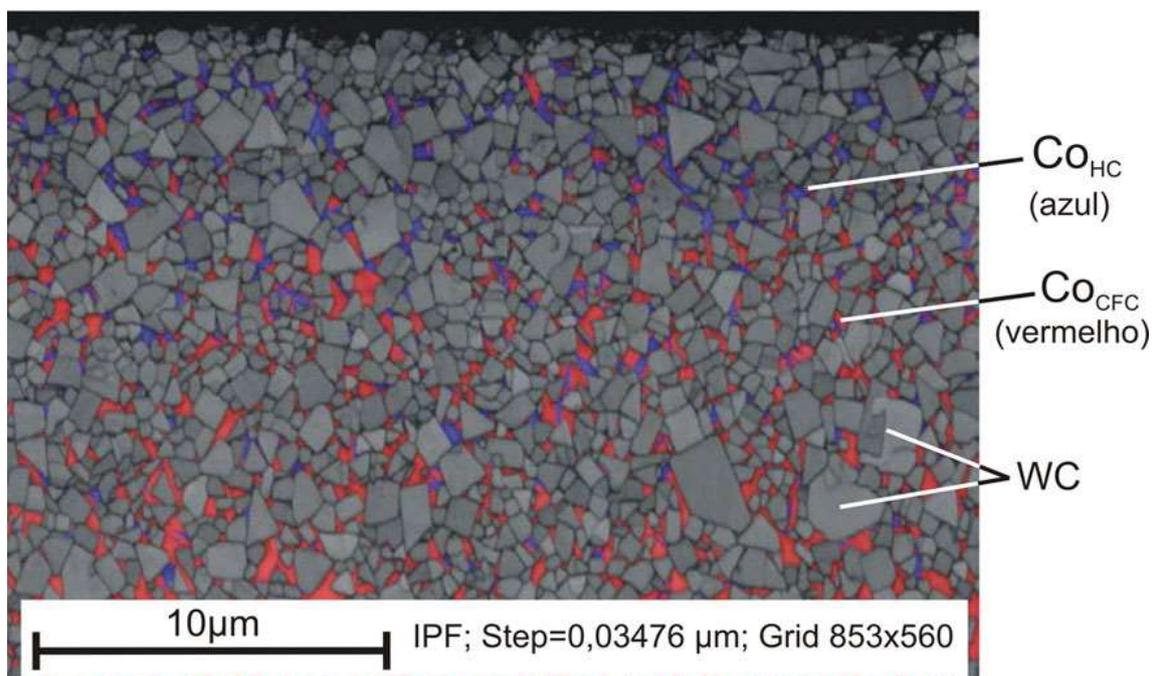


Figura 2.14 – Subsuperfície com transformação de fase do Co de CFC (grãos vermelhos) para HC (grãos azuis), após a retificação de WC-13%Co, observada pela técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) em MEV. Parâmetros de usinagem não especificados pelos autores. Adaptado de [43].

Guo et al. avaliaram os mecanismos de retificação dúctil-frágil em carбето de tungstênio sem ligante e obtiveram as melhores qualidades superficiais com elevadas velocidades de retificação e baixas velocidades de avanço, sem evidências de trincas e lascamentos na superfície após a usinagem [48].

2.4 Desgaste do rebolo em operações de retificação

A retificação é um processo de remoção de material por meio de grãos abrasivos fixados ao rebolo, os quais levam à formação do cavaco por remoção frágil ou dúctil, dependendo das características do material e das condições de corte. Devido aos fatores associados ao processo – tais como, cargas mecânicas

e térmicas –, o rebolo se desgasta e deve ser reafiado (dressado) ou substituído.

Segundo Hutchings et al. [49], para descrever o processo de desgaste abrasivo, deve-se considerar o efeito da força sobre as partículas durante o processo, ou seja, pode haver a quebra e esmagamento de grãos para forças elevadas, ou partículas inalteradas quando em forças baixas.

Em retificação, Klocke [27] explica que o aumento da taxa de remoção de material (\dot{Q}) leva a maiores valores de desgaste radial do rebolo (Δr_s) e diferentes mecanismos de desgaste, conforme é apresentado na Figura 2.15. De acordo com o autor, em taxas de remoção de material relativamente baixas predomina o microdesgaste, com elevadas tensões térmicas e mecânicas que tendem a desgastar o grão; com o aumento da taxa de remoção, ocorre o fenômeno de micro lascamento, com o surgimento de novas arestas de corte; no caso mais extremo de \dot{Q} pode haver fratura de grão e/ou sua liberação integral do ligante, quando a força de adesão é excedida. Schott e Baul [50] completam que, se o desgaste do rebolo puder ser controlado e houver predominância da formação de novas arestas, operações de dressagem poderão não ser necessárias.

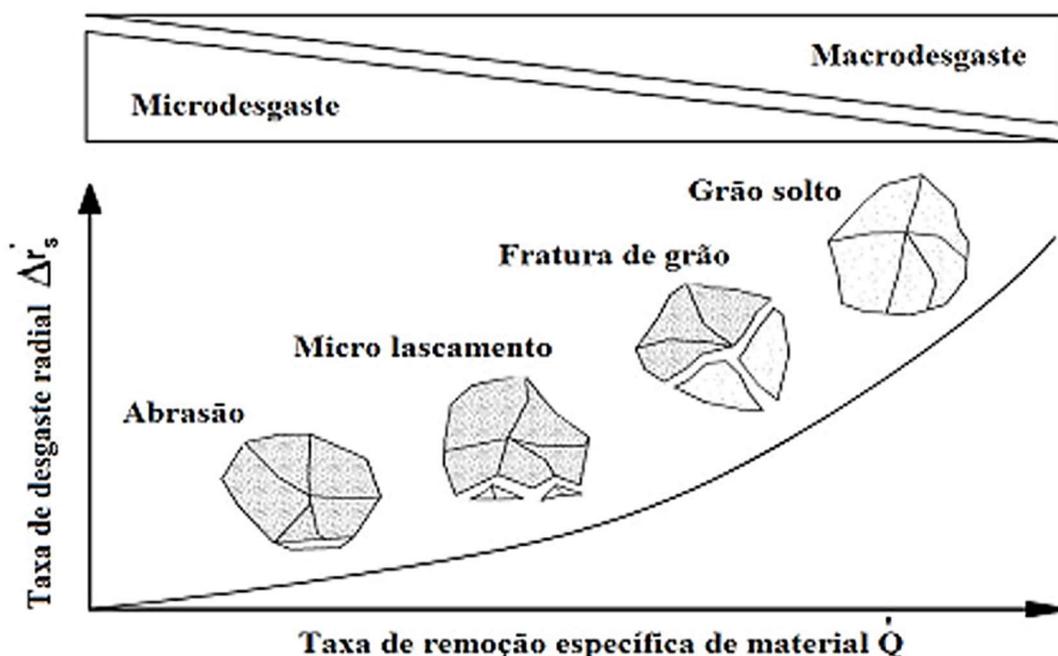


Figura 2.15 – Influência da taxa de remoção de material no desgaste. Adaptado de [27].

O comportamento do desgaste dos grãos de rebolos durante a retificação foi estudado por Tsuwa [51], e por Malkin e Cook [52]. Eles o classificaram de acordo com a quebra da aresta de corte, conforme mostra a Figura 2.16. Considerando-se a linha da superfície mais externa AA, os grãos (d) e (f) não estariam ativos no processo de retificação.

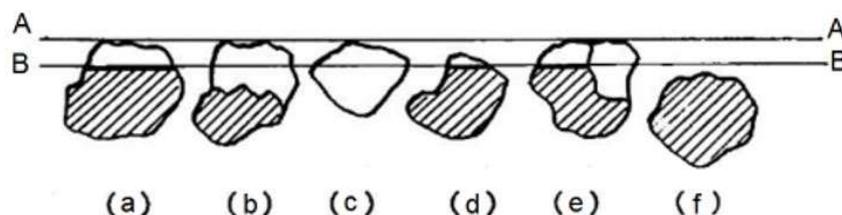


Figura 2.16 – Aspectos das arestas de corte: a) desgastada, b) quebrada, c) escavada, d) apareceu recentemente, e) quebrada parcialmente, f) coberta com ligante. Adaptado de [51].

Buttery et al. [53] explicam que o mecanismo de desgaste dos grãos abrasivos do rebolo está associado à força de retificação o que propicia a fratura do grão e o surgimento de novas arestas de corte, como também acontece a ruptura do ligante do rebolo com o desprendimento da partícula abrasiva. Por outro lado, as propriedades das ferramentas determinam o comportamento ao desgaste, como por exemplo, rebolos mais duros tendem a desgastar por atrito de contato enquanto os mais macios são friáveis ou rompem o grão. Os autores complementam que a dressagem induz a fratura de grãos mais profundamente em rebolos macios vitrificados do que em resinoides duros.

Dai et al. [54] estudaram em retificação de grão único de diamante a influência da geometria e condições de desgaste nos mecanismos de remoção de material no modo frágil em amostras de carbeto de silício (SiC), observaram uma tendência de aumento da força de retificação com a perda de corte do grão abrasivo, associada à elevação do coeficiente de atrito entre a amostra e o grão. Os autores mencionam também que, em certas condições de retificação, as arestas dos grãos sofreram micro fraturas, que elevaram a taxa de desgaste radial.

Chen et al. [55] comentam em seu trabalho que a dressagem determina

fortemente a geometria dos grãos e a topografia do rebolo é modificada progressivamente, dependendo das condições de retificação e das características estruturais do rebolo. Winter [56] explica que o conhecimento das interações físicas entre o grão abrasivo e a peça de trabalho possibilita o planejamento de um processo de retificação energeticamente eficiente, com baixo impacto no desgaste do grão e na mudança da topografia do rebolo. Wirtz et al. [57] investigaram o comportamento do desgaste do rebolo com ligante metálico e tamanho de grão 54 μm , na retificação de WC-Co e indicam uma tendência no aumento do desgaste radial deste quando do aumento do teor de cobalto na composição da liga. Eles observaram também que o aumento do tamanho médio de grãos de WC influencia no aumento das cargas termomecânicas e, conseqüentemente, aumento da vida do rebolo.

Bierman e Würz [28] estudaram a superfície da peça e o desgaste do rebolo na retificação de cerâmica e metal duro, concluindo que a rugosidade e o desgaste radial foram menores com o rebolo com ligante resinoide em comparação àquele com ligante vitrificado. De acordo com Rowe [34], como o ligante resinoide tem um bom comportamento elástico comparado ao vitrificado, existe uma maior quantidade de grãos de corte ativos, explicando a mais baixa rugosidade das peças.

2.5 Integridade superficial de WC-Co após retificação

O desempenho de um inserto após sua retificação é dependente da integridade superficial, que inclui aspectos de rugosidade, tensão residual, e dureza [58,59]. Malkin e Guo [7], e Griffiths [60] explicam que os aspectos da integridade superficial na retificação, de modo geral estão relacionados com danos térmicos gerados por elevadas temperaturas, como queima, transformação de fase, tensão residual, trincas, entre outros (Figura 2.17) [7,61].

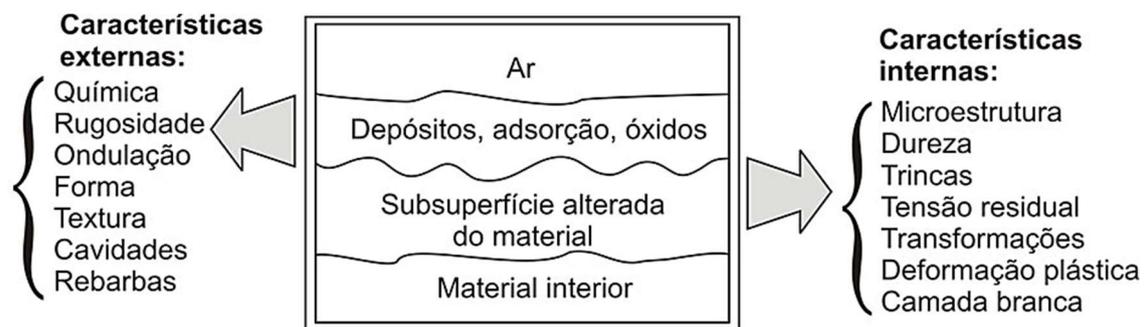


Figura 2.17 – Seção esquemática de uma superfície usinada. Adaptado de [61].

A seleção do rebolo adequado para uma retificação eficiente com qualidade de acabamento superficial, conforme discutido por Bhowmik e Naik [61], é dependente da taxa de remoção de material bem como do tamanho do grão abrasivo e tipo de ligante. Os autores exemplificam que os ligantes resinoides e grãos finos são indicados para acabamentos finos, e para a retificação de precisão, os rebolos vitrificados são mais indicados devido ao alto módulo de elasticidade e rigidez.

Beju et al. [62] estudaram a rugosidade da liga WC-Co após a retificação e concluíram que a rugosidade da peça pode ser melhorada reduzindo-se a profundidade de corte (a_p) e usando-se um rebolo com grãos de tamanho pequeno (d_G). Elevando-se a velocidade de avanço (v_f), gera-se espaço entre os riscos na peça causados pelos grãos e se aumenta a rugosidade. Já um aumento na velocidade de corte (v_c) causa um leve decréscimo na rugosidade devido à redução na espessura do cavaco.

Andreas et al. [63] investigaram a influência da retificação cilíndrica interna de furos cegos (com rebolo com tamanho de grão de $91 \mu\text{m}$) na integridade superficial de uma liga WC-27%Co e verificaram elevados valores de rugosidade máxima (entre $0,9$ e $1,1 \mu\text{m}$) (Figura 2.18a) para altas taxas de remoção de material ($\sim 7,5 \text{ mm}^3/\text{min}$) (Figura 2.18b).

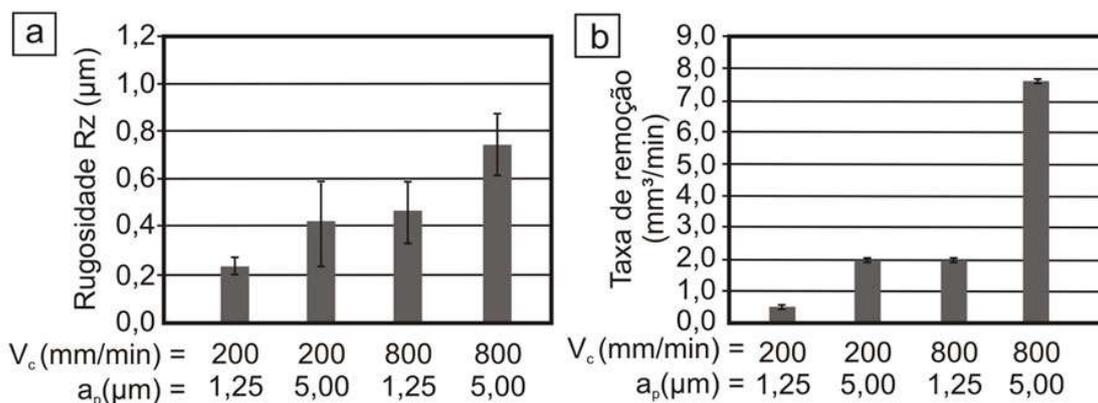


Figura 2.18 – Parâmetros de retificação em função da: a) rugosidade R_z ; e b) taxa de remoção. Em todos os casos, empregando rebolo com tamanho de grão de $91 \mu\text{m}$. Adaptado de [63]

He e Liang [64] relataram que a rugosidade de amostras de WC-3%Co após a retificação (utilizando rebolo vitrificado de com CBN tamanho de grão de 2000#) pode ser melhorada com maiores velocidades de corte, o que ainda eleva as taxas de remoção de material e reduz a força de retificação, melhorando a eficiência do processo. Por outro lado, eles comentam que há um aumento da temperatura no contato entre a peça e o rebolo, que reduz a resistência do ligante e leva à queda dos grãos abrasivos, reduzindo a vida do rebolo.

Zaborski e Lunarska [65] compararam as rugosidades médias obtidas na retificação convencional e eletroquímica de ligas de carbeto de tungstênio e cobalto e observaram maiores rugosidades no processo convencional ($R_a = 0,52 \mu\text{m}$ contra $R_a = 0,43 \mu\text{m}$), com riscos mais distribuídos. Em ambos os casos, a rugosidade aumentou com o tamanho da partícula abrasiva, sendo o efeito mais sensível na retificação convencional.

Existem diversos trabalhos que investigam a rugosidade de aresta (lascamentos) em insertos de metal duro retificados. Dentre eles, cita-se o de Denkena et al. [66,67], com a obtenção de $4 \mu\text{m}$ de rugosidade máxima após a retificação com rebolo com grãos de diamante de $46 \mu\text{m}$ e ligante resinoide. Segundo os autores, a retificação reduz os defeitos na aresta e pode aumentar a vida da ferramenta quando ela é aplicada em processos de usinagem. Em outro trabalho, Denkena et al. [68] estudaram a preparação de arestas de corte de insertos de CBN e verificaram diferentes intensidades do lascamento na

aresta para diferentes composições do material. Ventura et al. [69] avaliaram a qualidade da aresta de insertos de CBN retificados e obtiveram maiores rugosidades com rebolos compostos por grãos de diamante de maior tamanho ($R_k = 6,5 \mu\text{m}$ para grão D46 contra $R_k = 4,2 \mu\text{m}$ para grão D10) (Figura 2.19). Adicionalmente, os autores concluíram que as velocidades de avanço e de corte contribuem pouco para o lascamento na aresta.

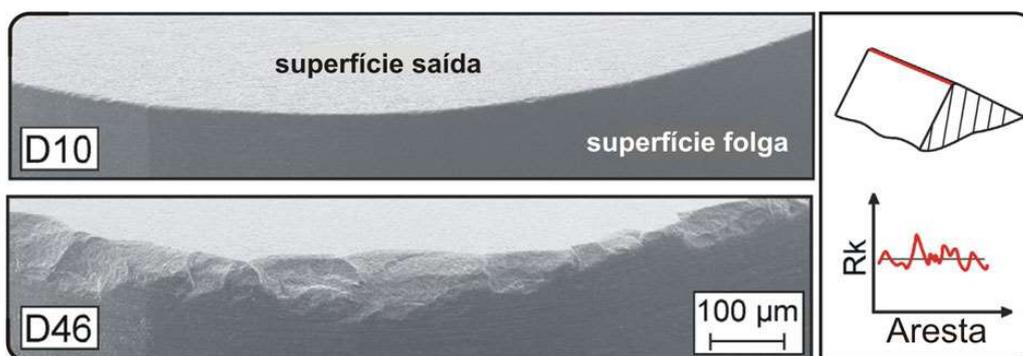


Figura 2.19 – Avaliação da rugosidade de aresta após retificação com rebolos de tamanho de grãos D10 (acima) e D46 (abaixo). Parâmetros de retificação: $v_c = 10$ a 30 m/s ; $v_f = 1$ a 10 mm/min ; $d_G = 10$ a $46 \mu\text{m}$; Ligante = vitrificado. Adaptado de [69].

Tendo em vista a importância da dureza superficial no comportamento do desgaste do inserto em serviço, torna-se relevante compreender como o processo de fabricação utilizado a afeta.

Klocke et al. [70] investigaram a integridade superficial do aluminato de magnésio ou espinélio (cerâmico) para aplicação ótica após sua retificação e obtiveram aumento de dureza superficial, explicado pela formação de discordâncias em linhas e maclas, devido à alta tensão de compressão dos grãos.

Yin et al [9] investigaram a microdureza Vickers em ligas de carbetos de tungstênio e cobalto com 6, 10 e 12% de Co, com tamanho de grão do WC de 0,4, 0,7 e $1,5 \mu\text{m}$, e encontraram nas amostras com o menor tamanho de grão um valor da microdureza aproximado de 18 GPa e para as amostras com maior tamanho de grão, dureza de 15 GPa. Avaliaram também o efeito da retificação na qualidade superficial, utilizando uma velocidade de corte de 10 m/s ,

velocidade de avanço de 0,075 mm/min e rebolo com ligante metálico e tamanho de grão 15 μm . Os autores calcularam a espessura de cavaco crítico ($h_{\text{cu,crit}}$) utilizando os valores de microdurezas citados na Equação 2.7 (sugerida por Bifano [36]) e concluíram que, a remoção de material ocorreu em modo dúctil, já que $h_{\text{cu,crit}}$ não foi atingida.

Zuñega et al. [47] investigaram os mecanismos de desgaste em ensaio a risco em ligas de WC-6%Co e WC-11%Co na qual identificaram uma fina camada densa e compacta de nanopartículas fragmentadas de WC e Co espalhado na subsuperfície (Figura 2.20). Os autores concluíram que a mistura entre os grãos de carbeto e o ligante cobalto devido aos dez passes da partícula de diamante gerou uma camada de proteção e aos mecanismos de cura da liga WC-Co associados à baixa velocidade em temperatura ambiente. Por essa distribuição de nanopartículas fragmentadas de WC devido ao processo de remoção é possível supor que, de acordo com Upadhyaya [17], quanto menor o tamanho de grão do metal duro maior será sua dureza.

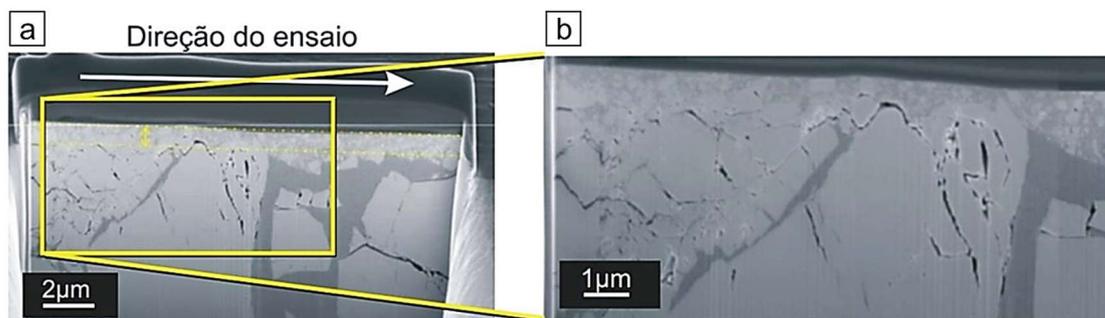


Figura 2.20 – a) Subsuperfície de uma liga WC-Co cortada por feixe de ion focalizado (*Focused Ion Beam* ou FIB) após 10 passes em ensaio a risco com carga de 30N e ponta de diamante Rockwell de raio 200 μm ; b) camada acumulada de nanopartículas Adaptado de [48]

Segundo Cullity [71] e Astaknov [58], tensões residuais podem ser induzidas num material quando elevadas cargas térmicas e mecânicas geram deformações plásticas não uniformes na sua superfície. Essas deformações permanecem após a remoção da força externa, e se também estabelece um

equilíbrio entre forças opostas, de tração e de compressão, sendo esta a mais benéfica na prevenção de inicialização e propagação de trincas, e aumentando a vida do componente. Outros autores ([72-74]) mostraram que as tensões residuais compressivas conduzem à melhor aderência de revestimentos em substrato pelo processo de eletrodeposição, sendo que na interface dos dois componentes é gerado um momento fletor direcionado para o substrato que está em tensão residual compressiva.

Na retificação de metal duro, os grãos abrasivos do rebolo agem com uma força normal (F_N) sobre a superfície do metal duro comprimindo e tracionando os grãos de WC e o ligante Co [8,35], produzindo deformações no material e sucessivo cisalhamento, momento em que a componente força tangencial (F_T) se eleva em comparação ao início do processo (Figura 2.21). Por um lado, observa-se que na direção de retificação os grãos abrasivos comprimem WC e Co no vale dos sulcos, enquanto na perpendicular à essa direção, há o espalhamento de WC e Co cisalhado para as laterais provocado pelo ângulo de corte negativo dos grãos e gerado uma força expansiva (F_{Ex}), que é responsável pela formação da tensão residual mais compressiva nessa direção, e também, por conta do elevado volume de material deformado plasticamente nas margens [75,76].

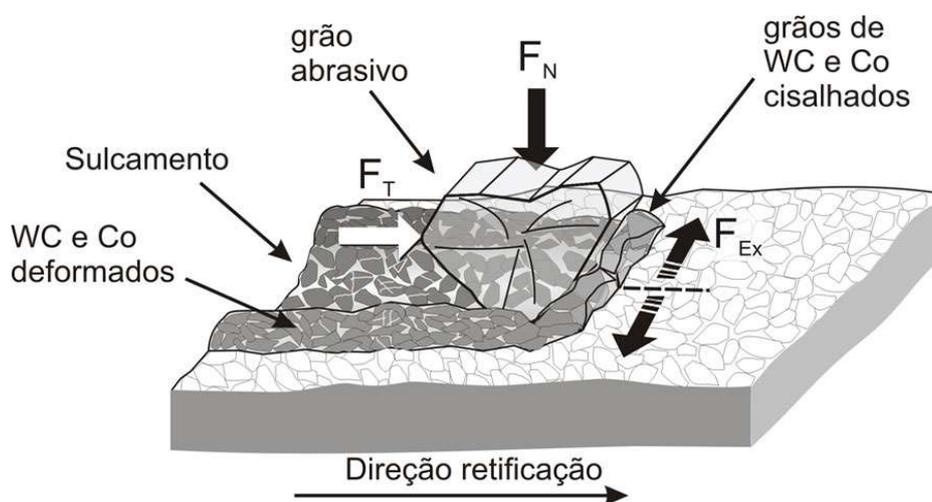


Figura 2.21 – Esquemático de um grão abrasivo na remoção de WC e Co. Fonte: elaborado pelo autor

Hegeman e colaboradores [8] investigaram as tensões residuais em ligas de carbeto de tungstênio e cobalto após retificação plana empregando rebolo com ligante metálico D91, e encontraram tensões compressivas na ordem de 1.5 GPa, medidas por difração de raios-x, independentemente dos tamanhos de grãos de carbetos e da profundidade de corte utilizada.

Yin et al. [9] explicam que, após o aquecimento gerado pelo atrito do contato entre a peça e o rebolo durante a retificação, há um resfriamento, que contrai mais o cobalto do que o carbeto de tungstênio, induzindo tensões residuais compressivas e aumentando a resistência da peça à fratura frágil. Eles concluíram que o aumento da tensão residual tem uma significativa influência da redução do teor de cobalto ou do aumento do tamanho de grão de WC.

Gladkikh et al. [77] encontraram diferenças nas medidas de tensão residual nas fases do metal duro – tração no cobalto e compressão no carbeto de tungstênio –, uma condição que acontece após a retificação devido à expansão ou retração dos materiais, conforme citado por Yin et al. [9]. Os autores complementam que a magnitude da tensão induzida por retificação é mais significativamente afetada pelo tamanho da partícula abrasiva e pela concentração de grãos abrasivos.

Bonny et al. [78] investigaram a tensão residual medida por difração de raios-x de composições de WC-Co retificadas, usinadas por eletroerosão e polidas, concluindo que maiores tensões compressivas são geradas na retificação pela ação do impacto mecânico do rebolo (aproximadamente -1600 MPa para a composição WC10Co). Comparando os mesmos processos, Merklein et al. [79] estudaram o comportamento da tensão residual em metal duro e verificaram que a retificação foi benéfica, ao gerar tensões compressivas de aproximadamente 1500 MPa, contra 1000 MPa da eletroerosão.

Yang et al. [10, 80] avaliaram a integridade superficial de diferentes configurações de ligas de carbeto de tungstênio e cobalto retificadas e constataram na superfície uma tensão residual de -1,8 GPa, uma fina camada de fragmentos de WC e microtrincas em profundidades de 10 a 12 μm (Figura 2.22), não observados danos após o processo de polimento e tensões residuais da ordem de -150 MPa.

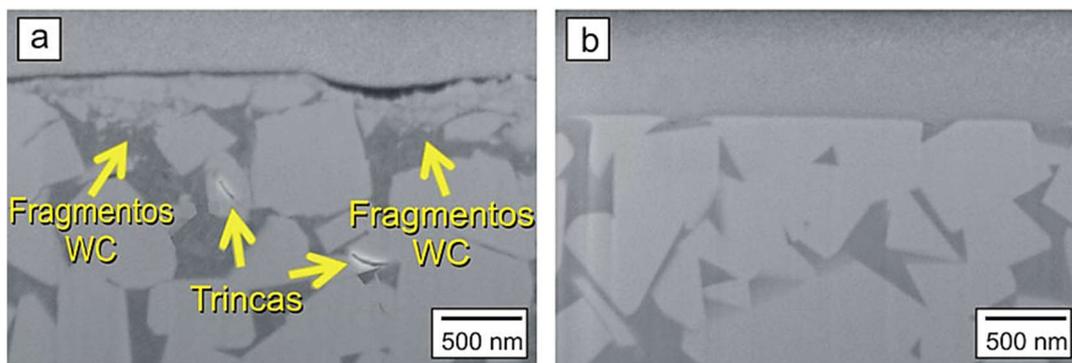


Figura 2.22 – Subsuperfície após: a) retificação; b) polimento. Parâmetros de usinagem não especificados pelos autores Adaptado de [10]

Takeyama et al. [81] investigaram a distribuição de tensão residual em uma superfície retificada da liga WC-Co. A partir da difração de raios-x da fase cobalto ϵ' (hexagonal compacto) nas camadas de 1 e 8 μm abaixo da superfície, notaram uma transformação de fase do cobalto γ (cúbica de face centrada) em ϵ' devido à força do rebolo, acompanhada de deformação plástica. Em uma camada inferior a 20 μm , a intensidade da fase é reduzida e não pode ser reconhecida.

Andreas et al. [63], em seu trabalho, não observaram uma correlação entre tensão residual e taxa de remoção de material, no entanto, altas velocidades de corte levaram a tensão compressiva de aproximadamente -1400 MPa. Já a velocidade de avanço influenciou menos no processo, o que é explicado pelo atrito no contato entre as protuberâncias dos grãos abrasivos do rebolo e da rugosidade que eleva a temperatura da superfície, o que seguido de um resfriamento gerando as supostas tensões. Os autores sugerem uma ferramenta que combina alta velocidade de corte e baixa velocidade de avanço com alta tensão compressiva, o que gerará uma baixa rugosidade e boa relação custo-benefício.

2.6 Vida útil dos insertos de carbeto de tungstênio

Uma preocupação no processo de usinagem é pressupor o momento em que se inviabiliza o uso dos insertos com o fim da vida. Para tanto deve-se conhecer o desgaste dessas ferramentas ao longo do processo de torneamento e, propor ações que minimizem esse fenômeno e elevem a produtividade [6]. De acordo com a NBR ISO3685 [82], quando há mudança na forma original do inserto durante o processo de usinagem com perda progressiva de material gera-se o desgaste ou a destruição da superfície. Dentre as formas de desgaste típicos apresentadas pela Figura 2.23a, o desgaste de cratera é originário do atrito de contato entre o inserto e o metal usinado (Figura 2.23b), diretamente ligado à temperatura e à pressão de corte, alterando o ângulo de saída e comprimento de contato cavaco-peça [23]. O desgaste frontal ou de flanco é uma das formas mais comuns de mensuração da vida das ferramentas, o valor médio máximo de VB igual a 0,3 mm – pela NBR ISO3685 – é o indicativo de substituição do inserto [6,82], visto que a dimensão da peça de trabalho não é mais alcançada com a retração da aresta de corte da ferramenta, associada ao desgaste abrasivo [5]. Nas extremidades dos flancos formam-se os entalhes que modificam a forma das arestas de cortes e conseqüentemente, a rugosidade da peça usinada. A literatura mostra que as tentativas de aumento da velocidade de corte, ou de qualquer outro parâmetro de torneamento associado ao aumento da temperatura, contribuem para gerar os tipos de desgaste acima mencionados. [6,16].

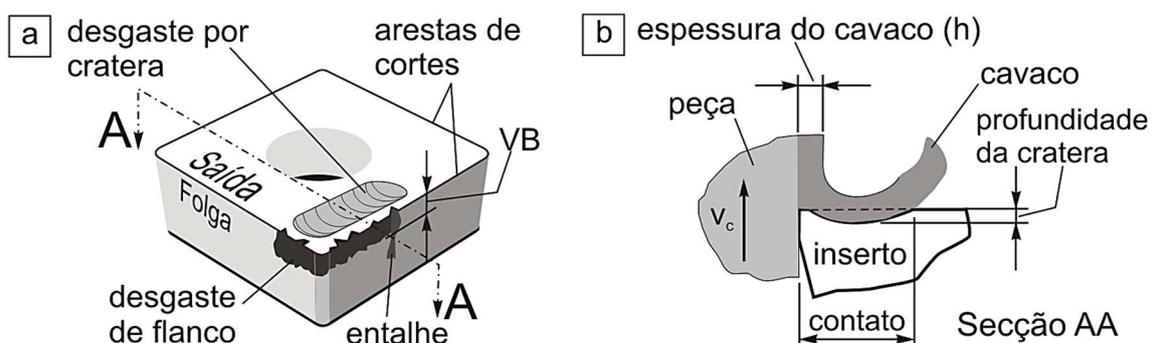


Figura 2.23 – a) Desgastes típicos em insertos de torneamento; b) Secção AA passando pelo desgaste de cratera. Adaptado de [84]

Na usinagem com baixas velocidades de corte e temperaturas, o mecanismo de desgaste por adesão (ou *attrition*) e abrasão é predominante explicado pelo fluxo irregular de cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta em consequência dos parâmetros de torneamento, como mostra o estudo de Machado e Wallbank [84]. Esses autores avaliaram a vida de uma ferramenta de metal duro K20 na usinagem de uma liga Ti₆Al₄V com velocidade de corte de 75 m/min e empregando fluido de corte em alta pressão, e concluíram que esse mecanismo gera uma superfície mais rugosa no inserto desgastado na zona de aderência (Figura 2.24a). Por outro lado, pode ser encoberto pela ação da difusão e da oxidação ao utilizar elevadas velocidades de corte, avanço ou outros fatores associados ao aumento do calor na área de corte, podendo ser identificada pela superfície mais lisa na Figura 2.24b, característico do *attrition*.

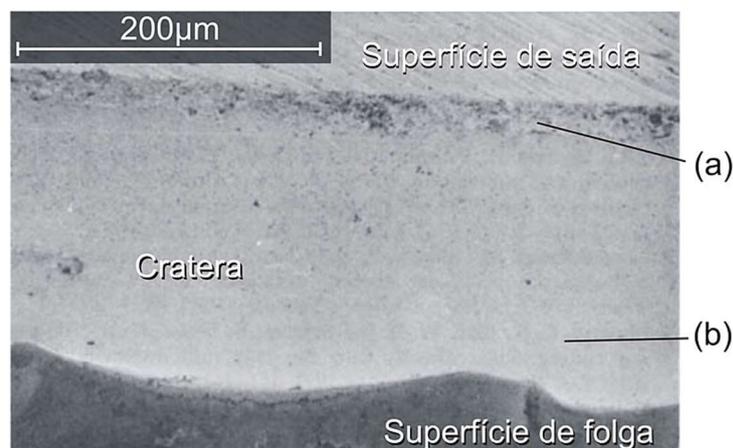


Figura 2.24 – Aspectos do desgaste da superfície de uma ferramenta de metal duro K20 após usinagem de Ti₆Al₄V a 75 m/min: mecanismo por adesão (ou *attrition*) (a) e difusão (b). Adaptado de [84]

Num outro trabalho nessa liga de titânio, Ghani et al. [85] utilizaram uma velocidade de corte de 135 m/min que ocasionou a falha do inserto WC-Co, o que foi explicado pela elevada temperatura gerada no processo de torneamento propiciando o aparecimento de mecanismos de desgaste por cratera e flanco.

Kagnaya et al. [86] observaram que no aumento da velocidade de corte (de 100 para 500 m/min) no torneamento de liga AISI 1045 com inserto de WC-6%Co, há um decréscimo na força de corte com aumento do fluxo de calor e da

temperatura durante o processo, gerando microtrincas intragranulares e fragmentação dos carbeto de tungstênio da ferramenta associado também à deformação plástica da superfície. Lea e Roebuck [87] investigaram a topografia de superfícies fraturadas de ligas de carbeto de tungstênio com teor 6 e 12% de Co com tamanho de grão do WC médio e fino, respectivamente, e por meio da espectroscopia eletrônica Auger demonstraram que a elevada razão de picos de intensidade (Co/W) – comparada à uma amostra cortada e polida – é devido à presença de uma monocamada de átomos de cobalto na interface WC/WC, constituindo em mais de 50% da superfície fraturada, e segundo Sharma e colaboradores [88], essa fina camada de Co ($\sim 20 \text{ \AA}$) favorece a ruptura dos grãos de carbeto ao invés de estabelecer uma energia interfacial de união. Para Almond [89], a interface WC/Co é uma região mais forte comparada a WC/WC, e observou que, menos de 25% das fraturas atravessariam a fase do ligante.

Boing, De'Oliveira e Schroeter [90] avaliaram a aplicação de revestimento TiAlN e TiCN/Al₂O₃/TiN em insertos de WC para aplicação em torneamento de aços endurecidos (AISI 52100 com 50 HRC) com velocidade de corte de 150 m/min sem fluido de corte na qual notaram a exposição gradual do substrato com a elevação do desgaste abrasivo (crateras) e adesivo, além da nucleação de trincas de fadiga associada à carga cíclica de formação de cavaco na superfície de saída da ferramenta. Segundo os autores M'Saoubi, Johansson e Andersson [91] e também Sarjana et al. [92], a eliminação do Ti do revestimento no torneamento de materiais endurecidos, reduz a coesão entre o revestimento e substrato gerando trincas.

Como citado no item 2.2, os insertos mais recomendados para o torneamento de ferro fundidos é do grupo K [15,93] o que motivou muitos dos trabalhos a avaliar a vida desses insertos em função dos parâmetros de usinagem utilizados. Por exemplo, Tootong, Park e Kwon [94] investigaram o desgaste de flanco em insertos WC classe K20 sem revestimento e fluido de corte, após torneamento dos ferros fundidos – cinzento (GCI), vermicular (CGI) e nodular (NGI). Esses autores notaram uma camada de material aderido protegendo a aresta de corte dos insertos tanto após torneamento do CGI a 150 m/min quanto do NGI a 250 m/min, como mostra a Figura 2.25a e 2.25b,

respectivamente. Contrariamente, o ferro fundido GCI, se comparado aos demais, apresentou um mínimo de adesão a 150 m/min e maior desgaste de flanco, o que foi justificado pela presença da fase dura de cementita (Fe_3C) com ação abrasiva. Em outro trabalho, Mohammed, Ng e Elbestawi [95] investigaram o torneamento de ferro fundido vermicular com inserto WC-6%Co grupo K10, utilizando v_c entre 100 e 400 m/min e f entre 0,05 e 0,2 mm/volta. Eles observaram que no máximo nível de v_c ocorreu aumento da temperatura, amolecimento da peça usinada, formação de cavaco segmentado e redução da força de corte. Por outro lado, com $v_c = 100$ m/min ocorreram lascamentos concentrados na aresta de corte explicados pela elevação da carga mecânica, produzindo um mínimo de material aderido e temperatura baixa em comparação com $v_c = 400$ m/min, em que a carga térmica é significativamente superior à carga mecânica.

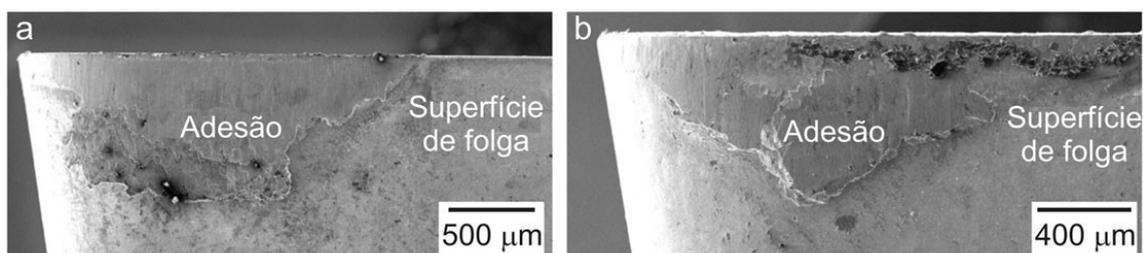


Figura 2.25 – Material aderido em inserto de metal duro: após torneamento CGI a 150 m/min (a), e NGI a 250 m/min (b) Adaptado de [95]

Guesser [96] explica que a formação do cavaco em ferros fundidos envolve o desenvolvimento de uma região com material deformado plasticamente à frente do inserto e cavaco cisalhado posteriormente, que contém uma camada nova, quimicamente ativa e livre de óxidos protetores, contribuindo para adesão na superfície da ferramenta. Por outro lado, essas partículas coladas são barreiras para o escoamento e deslizamento dos novos cavacos sobre a superfície do inserto e por sua vez, podem ser arrancadas com pedaços do carbeto de tungstênio, levando precocemente à troca da ferramenta. Voigt, Marwanga e Cohen [97] explicam que, em ferros fundidos cinzentos e vermiculares, a usinabilidade do material é influenciada pela morfologia da grafita, seja aumentando a tensão para melhorar a usinagem, ou fragilizando,

para facilitar o cisalhamento e produção de cavaco. Por outro lado, as grafitas são conectadas com a matriz do metal gerando um plano de propagação de trincas diante da aresta de corte (Figura 2.26a), que com o avanço da ferramenta remove o material à sua frente usando a menor força de corte (Figura 2.26b) e em um segundo momento, o inserto perde o contato com o metal usinado pela inexistência de material a ser cortado (Figura 2.26c) e produz crateras, além do que, a liberação de grafita age como lubrificante e também leva a uma piora da rugosidade da peça usinada (Figura 2.26d). Essa alternância entre cisalhar ou não o ferro fundido ocorre um corte intermitente, que posteriormente provoca o aparecimento de trincas de fadiga térmica na superfície de folga da ferramenta.

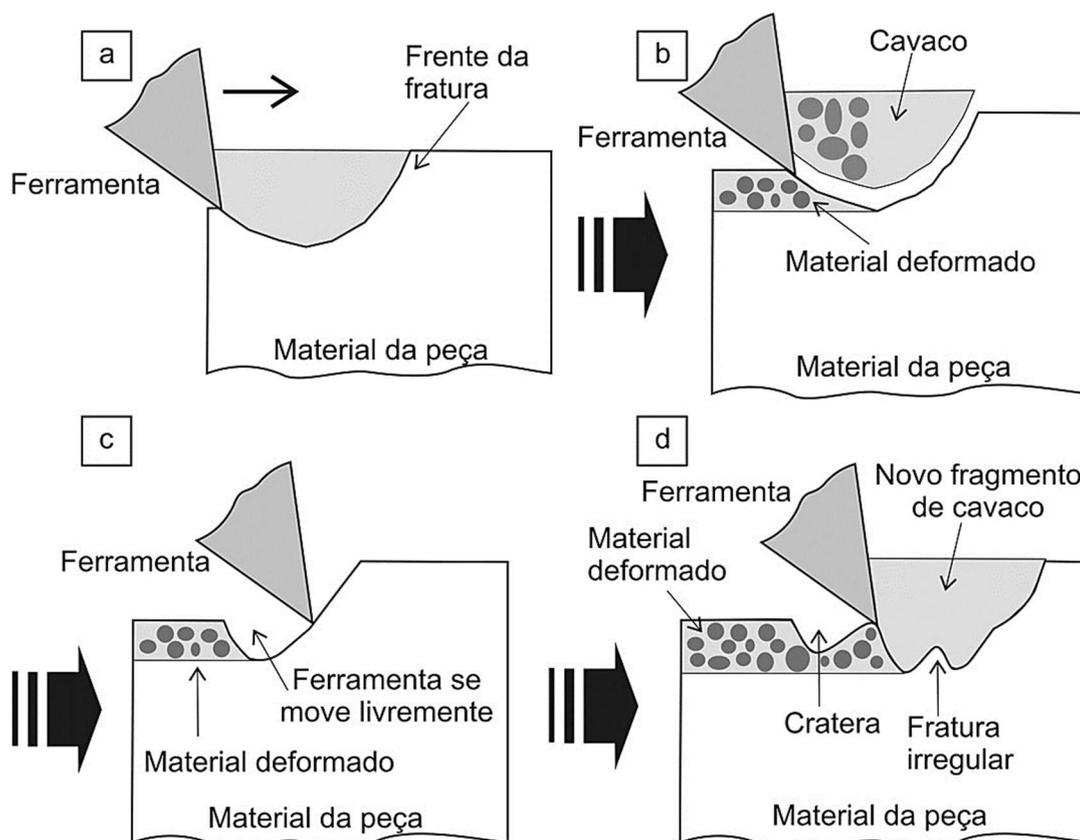


Figura 2.26 – Esquema representativo da formação de cavacos em ferro fundido cinzento: a) fratura do material; b) deformação com remoção; c) sem corte de material; d) cratera e fratura irregulares. Adaptado de [97]

Segundo Machado et al [6], a abrasão, adesão e difusão são mais propícios de ocorrer na usinagem de ferro fundido, sendo que a aresta postiça

de corte pode surgir com material aderido em baixas velocidades e por outro lado a elevação desse parâmetro gera difusão com a superfície de saída sem revestimento por efeito da carga térmica. No intuito de minimizar o desgaste, alguns trabalhos procuram prolongar a vida do inserto com recobrimentos, como é o caso investigado por Rosa et al. [98] com ferramentas de metal duro HC-K10 com camadas de Al_2O_3 e TiCN utilizadas na usinagem de ferro fundido vermicular. Os autores notaram o desgaste de flanco com material aderido da peça torneada a uma velocidade de 160 m/min, o que foi explicado pela ductilidade do cavaco do metal que é extrudado de maneira atravessar o espaço entre a aresta de corte e a peça de trabalho e aderir na área do desgaste de flanco.

Yigit et al. [99] usinaram ferro fundido nodular com diferentes insertos de metal duro com e sem revestimentos, empregando velocidades de corte variando de 125 a 200 m/min. Observaram que elevando v_c , a ferramenta sem revestimento sofreu maior desgaste de flanco comparada às recobertas, bem como resultou em pior qualidade superficial na peça usinada com a formação de arestas postiças de corte.

Além do torneamento, Chandrasekaran e Venkatesh [100] citam que em cortes intermitentes (por exemplo, o fresamento) com insertos do grupo K e P – que tem alta resistência no corte de ferro fundido e aço, respectivamente – ocorreram trincas nos grãos de carbeto de tungstênio de ambas ferramentas por ação de fadiga térmica em temperatura média de 660°C , o que levou a falha da ferramenta após sucessivas interações com os metais usinados. Da Silva et al. [101] mencionam que no fresamento de ferro fundido os mecanismos por abrasão (ponto 1 da Figura 2.27) e por adesão (ponto 2 da Figura 2.27) são observados em baixas velocidades de corte, o que foi explicado pela dificuldade em cisalhar o metal pelo inserto. Ao contrário com velocidade maior (300 m/min) notam-se as trincas na Figura 2.27 b (ponto 3).

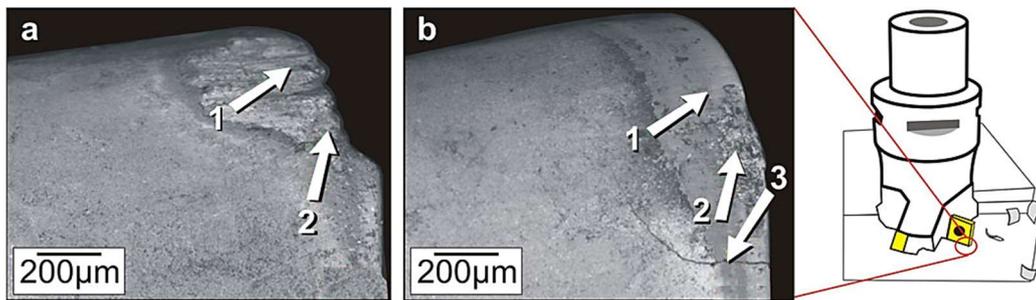


Figura 2.27 – Inserto desgastado após fresamento de ferro fundido a 200 m/min (a) e 300 m/min (b): desgaste por abrasão (1), por adesão (2), e trincas (3). Adaptado de [101]

Dos trabalhos apresentados, há um consenso em que variar os parâmetros de retificação (velocidade de corte e avanço, tamanho de grão abrasivo, tipo de rebolo, etc.) na preparação de insertos WC-Co promove alterações na qualidade superficial e de aresta, bem como gerar tensões residuais no material, que podem influenciar na vida da ferramenta, minimizando as avarias.

A contribuição fundamental desse trabalho é de relacionar os parâmetros do processo de retificação com a integridade superficial do metal duro como a durabilidade da ferramenta de corte em serviço.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção, são apresentados os materiais e métodos necessários para a execução do trabalho. As etapas do desenvolvimento podem ser visualizadas no digrama da Figura 3.1, compreendendo a preparação dos blanks de metal duro por meio da retificação, a caracterização das superfícies dos insertos (já retificados) e sua aplicação em processo de torneamento. As componentes da força de retificação (normal e tangencial), a topografia do rebolo e a caracterização da subsuperfície permitem explicar a atuação dos grãos abrasivos no processo e os mecanismos de remoção de material. Já os valores de rugosidade, dureza e tensão residual caracterizam de forma quantitativa a integridade superficial dos insertos retificados com diferentes parâmetros. Nos testes de torneamento, os mecanismos de desgaste e a vida de insertos retificados com diferentes condições de retificação foram avaliados.

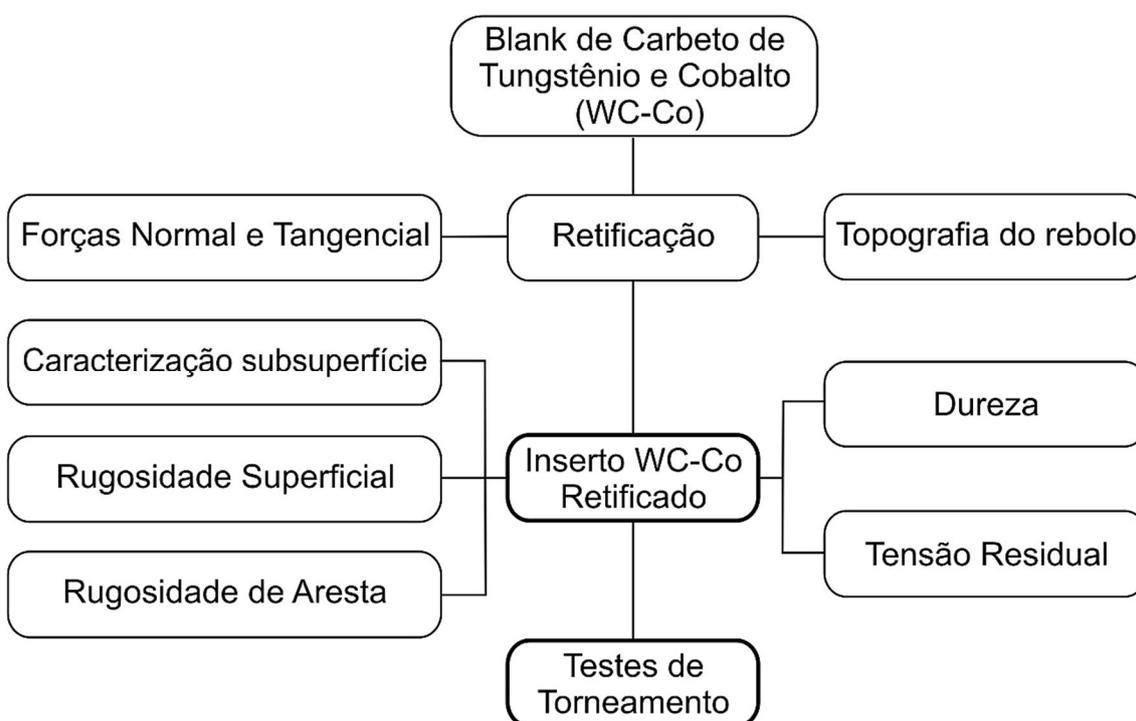


Figura 3.1 – Esquemático das etapas de desenvolvimento do trabalho. Fonte: elaborado pelo autor

3.1 Procedimentos experimentais dos ensaios de retificação

3.1.1 Planejamento experimental

A fim de se atingir os objetivos propostos, blanks foram preparados com diferentes condições de retificação e aspectos relacionados à sua integridade foram analisados. Variaram-se os seguintes parâmetros: velocidade de corte (v_c) e velocidade de avanço axial (v_f), associadas à rotação e movimentação do rebolo, respectivamente; velocidade de avanço axial do rolo dressador (v_{fd}); tamanho de grão abrasivo do rebolo (d_G); e tipo de ligante.

De acordo com Montgomery e Runger [102], quando existem diversos fatores de interesse, com possíveis interações entre eles, o planejamento fatorial avalia um conjunto de combinações possíveis em cada tentativa completa ou réplica dos vários níveis sobre uma resposta. No presente trabalho, cinco parâmetros (fatores) foram avaliados em dois níveis (mínimo e máximo), ou seja, dois planejamentos fatoriais completos 2^5 foram executados, gerando 32 observações. O experimento consiste em remover uma camada de 0,1 mm de material por lado do blank, resultando em um volume total de aproximadamente 23 mm³. Tendo em vista o pequeno volume total removido, desconsiderou-se o desgaste do rebolo durante a retificação e cada lado do blank foi tratado como uma réplica.

Os parâmetros e níveis foram escolhidos com base em experimentos preliminares e trabalhos anteriores sobre o assunto [67-69,103]. A Tabela 3.1 apresenta os parâmetros de retificação e seus respectivos níveis. Deve-se destacar que, não havendo variação contínua de um tipo de ligante para outro, decidiu-se por tratá-los de forma independente e análises separadas foram realizadas para cada caso.

Foram utilizadas ferramentas com dois ligantes distintos: vitrificado (ou cerâmico) e resinoide. O rebolo com aglutinante cerâmico é indicado para a retificação de precisão, graças à sua alta rigidez durante a remoção de material e elevada porosidade, que facilita o desprendimento de grãos desgastados e contribui com a entrada de fluido na região de corte, assim como com a remoção do cavaco. Já o rebolo com ligante resinoide costuma ser utilizado em operações

de acabamento, devido a proporcionar maior número de arestas ativas. No entanto, possui poucos poros, o que lhe permite maior retenção dos grãos abrasivos e aumenta a dificuldade no transporte de fluido e de cavaco [6,16].

Tabela 3.1 – Parâmetros de retificação e níveis para estudo. Fonte: elaborado pelo autor

Níveis	Velocidade de corte v_c [m/s]	Velocidade de avanço v_f [mm/min]	Velocidade de avanço do rolo dressador v_{fd} [μ m/s]	Tamanho do grão abrasivo no rebolo d_G [μ m]	Ligante do rebolo
1	12	2	1	15	Vitrificado
2	40	10	5	46	
1	12	2	1	15	Resinoide
2	40	10	5	46	

Com auxílio do software RStudio [104] e suas bibliotecas “FrF2” [105] e “rsm” [106], a análise dos dados experimentais foi realizada por meio de um modelo de regressão quadrática (Equação (3.1)), fundamentado na análise de variância (ANOVA), ao nível de significância de 5%. Com isso, teve-se o propósito de relacionar as variáveis independentes (v_c , v_f , v_{fd} e d_G) e a variável categórica (ligante do rebolo) com as variáveis dependentes ou de resposta (rugosidade máxima na superfície de folga R_z , rugosidade na aresta Δr , variação da microdureza ΔHK e tensão residual σ_{\perp}). O método possibilitou ainda determinar as combinações entre as variáveis independentes que maximizassem / minimizassem as variáveis de resposta de interesse. Assim, foram gerados modelos de superfície de resposta, a partir dos quais se investigaram as condições ótimas para obtenção de um inserto por retificação, bem como se estudou a sensibilidade das variáveis de resposta às mudanças de níveis dos fatores.

$$Y = \alpha_0 + \alpha_1 \cdot v_c + \alpha_2 \cdot v_f + \alpha_3 \cdot v_{fd} + \alpha_4 \cdot d_G + \alpha_5 \cdot v_c \cdot v_f + \alpha_6 \cdot v_c \cdot v_{fd} + \alpha_7 \cdot v_c \cdot d_G + \alpha_8 \cdot v_f \cdot v_{fd} + \alpha_9 \cdot v_f \cdot d_G + \alpha_{10} \cdot v_{fd} \cdot d_G + \alpha_{11} \cdot v_c^2 + \alpha_{12} \cdot v_f^2 + \alpha_{13} \cdot v_{fd}^2 + \alpha_{14} \cdot d_G^2 + \varepsilon \quad (3.1)$$

Na Equação (3.1), α_i consistem nos parâmetros obtidos pelo método dos mínimos quadrados, Y denota as variáveis de resposta (R_z , Δr , ΔHK e σ_{\perp}) medidas nos experimentos e ϵ é o erro aleatório.

Pela formulação da ANOVA, um P-valor (probabilidade P) menor ou igual a 0,05 (5% de significância) implica que o modelo de regressão e os seus termos são considerados significativos na estimativa das propriedades R_z , Δr , ΔHK e σ_{\perp} , o que indica que variações em v_c , v_f , v_{fd} e d_G explicam as variações ocorridas em cada variável de resposta. Os gráficos de Pareto foram utilizados como forma de evidenciar os termos significativos. A ordem de significância destes em cada modelo e os coeficientes de determinação (R^2) foram obtidos como forma de quantificar a qualidade dos ajustes.

Para validação da análise de variância, as seguintes premissas deverão ser atendidas:

- A distância entre cada valor experimental e média do grupo avaliado deve estar normalmente distribuída, avaliado pelo teste Anderson-Darling, sendo que os modelos apresentarão p-valor $\geq 0,05$;
- Cada amostra avaliada não pode influenciar outra, ou seja, elas devem ser independentes entre si. O teste de Dubin-Watson avalia a aleatoriedade e independência dos resíduos; e
- Deve-se assumir que os grupos possuem variâncias iguais (homoscedasticidade), o que é investigado pelo teste de Breusch-Pagan.

No entanto, tendo em vista certa dispersão dos resultados relacionados a algumas das variáveis de entrada e de forma a simplificar a análise da influência destas sobre as respostas, só foram analisados, arbitrariamente, os termos que, simultaneamente, fossem mais significativos (P-valor $\leq 0,05$) e que tivessem contribuição superior a 15%, conforme a Equação (3.2), na qual SQ_{termo} é a soma dos quadrados referente ao termo do modelo e SQ_{total} é a soma dos quadrados total.

$$\text{Contribuição (\%)} = \left(\frac{SQ_{\text{termo}}}{SQ_{\text{total}}} \right) \cdot 100 \quad (3.2)$$

3.1.2 Blanks de WC-Co

Para esse trabalho foram adquiridos 32 blanks da liga de carbeto de tungstênio (WC) e cobalto (Co), produzidos pela Sumitomo [93], com composição de 95% em peso de WC e 5% em peso de Co, com dimensões aproximadas de 12,7 mm x 12,7 mm x 4,7 mm, sem raio de ponta e ângulo de folga nulo, conforme Figura 3.2. Os blanks possuem superfície de saída já retificada, com rugosidade máxima Rz de $1,33 \pm 0,05 \mu\text{m}$. De acordo com a norma ABNT NBR ISO 513:2013, esses insertos são classificados como da classe HW K10 [15]. Segundo Klocke, essa composição leva a um módulo de elasticidade de aproximadamente 630 GPa, coeficiente de Poisson (ν) de 0,22 e condutividade térmica de $80 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ [107].

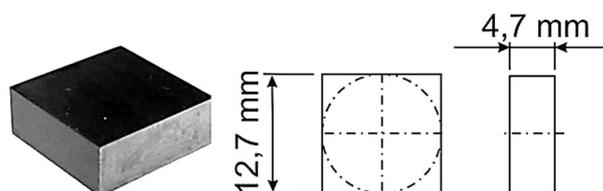


Figura 3.2 – Representação do inserto de WC-Co com suas dimensões. Fonte: elaborado pelo autor

Para fins de caracterização da microestrutura, foi realizado o polimento superficial de 20 amostras com pasta de diamante de $3, 1 \text{ e } \frac{1}{4} \mu\text{m}$ e ataque químico com solução de 5 g de hidróxido de potássio, 5 g de ferrocianeto de potássio e 50 ml de água (conhecida como solução de Murakami), conforme indica a norma ASTM B657-18 [108]. A parte esquerda da Figura 3.3 mostra a microscopia eletrônica de varredura (MEV) do material após sofrer ataque químico, enquanto a parte direita apresenta uma superfície sem ataque.

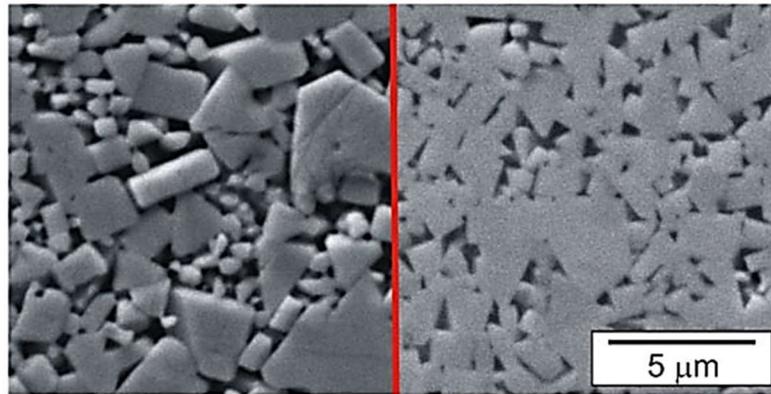


Figura 3.3 – MEV do metal duro com (à esquerda) e sem (à direita) ataque químico. Fonte: elaborado pelo autor

A partir da Figura 3.3, determinou-se o tamanho médio de grão dos insertos de metal duro pelo método do intercepto (ASTM E112-13) [109], que consiste em traçar retas paralelas horizontais equidistantes (Figura 3.4), avaliar o quantitativo de grãos interceptados por elas e calcular, pela Equação (3.3), o tamanho de grão (G_{ASTM}).



Figura 3.4 – Exemplo de traçado das retas para aplicação do método do intercepto. Fonte: elaborado pelo autor

$$G_{ASTM} = -3,2877 - 6,6439 \cdot \log_{10} \left(\frac{\text{Número de interceptos}}{\text{Comprimento da reta}} \right) \quad (3.3)$$

Quanto maior o tamanho de G_{ASTM} , menor é o diâmetro médio do grão. A partir do valor obtido, o diâmetro médio do grão (em μm) pode ser calculado pela Equação (3.4) [109]:

$$\bar{d} = 10^{\frac{-2,954 - G_{ASTM}}{6,64385}} \cdot 1000 \quad (3.4)$$

Analisando-se a microestrutura dos insertos pela norma ASTM E112-13 [109], foram mensurados 30 campos de 20 amostras e obteve-se o valor médio G_{ASTM} igual a 16 (referente à Equação 3.3). O parâmetro \bar{d} , calculado pela Equação (3.4), resultou em $1,3 \pm 0,1 \mu\text{m}$. Segundo a referida norma, a porcentagem relativa de precisão (%RA) do cálculo, com intervalo de confiança de 95%, obtida pela Equação (3.5), retorna um valor representativo de 4,0% para o espaço amostral, abaixo do valor de 10% preconizado pela norma.

$$\% RA = \frac{\frac{t \cdot s}{\sqrt{n}}}{\bar{x}} \cdot 100 \quad (3.5)$$

Na Equação (3.5), t é um valor multiplicador do intervalo de confiança (para um número de amostras $n = 20$, $t = 2,093$), \bar{x} é média aritmética das n amostras e s é o desvio padrão [109].

Outro método de determinação do tamanho médio e distribuição dos grãos de um material foi desenvolvido por Rabbani e Ayatollahi [110], a partir da utilização de um algoritmo de segmentação no software MATLAB (*MATrix LABoratory*, da fabricante Mathworks), em que uma imagem do material (Figura 3.5a) é processada com o objetivo de reconhecer formas, delimitar contornos e atribuir cores aos objetos detectados (Figura 3.5b).

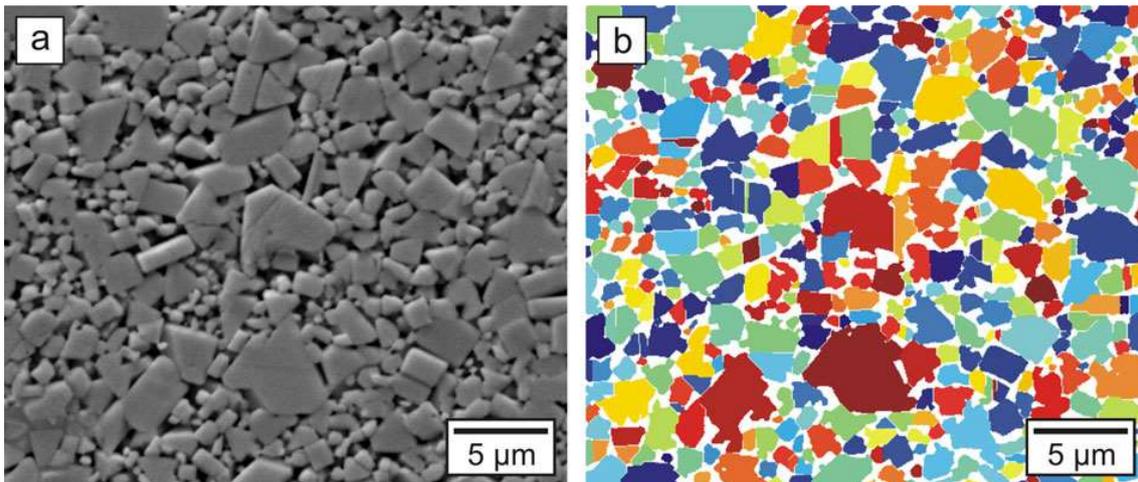


Figura 3.5 – Imagem do material (a) obtida por MEV e (b) processada pelo MATLAB. Fonte: elaborado pelo autor

Analisando-se aproximadamente 20 mil grãos das amostras, obteve-se a distribuição de diâmetro médio do grão apresentado pelo histograma da Figura 3.6. Nota-se que a granulometria fina corresponde à designação industrial com maior percentual encontrado nas amostras, conforme sugerido por Prakash [3].

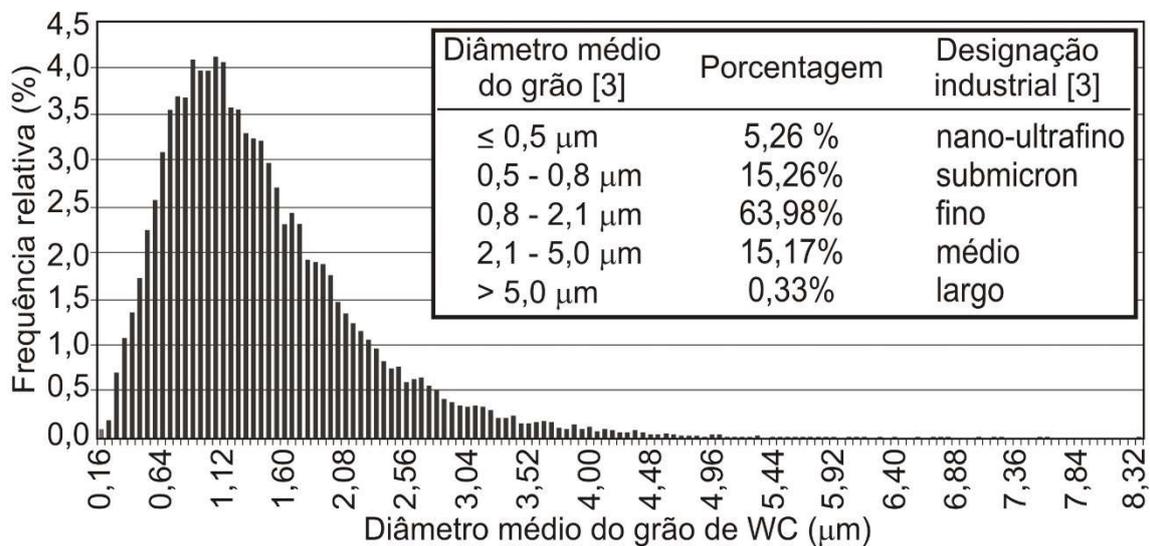


Figura 3.6 – Histograma da frequência relativa do diâmetro médio do grão de WC. Fontes: elaborado pelo autor; designação industrial de [3]

3.1.3 Processo de retificação

A retificação dos blanks foi realizada em uma retificadora com controle numérico computadorizado (CNC) Agathon DOM Plus, com quatro eixos, potência máxima de 16 kW e rotação máxima de 3400 rpm, alocada no Departamento de Engenharia Mecânica da UFSCar (Figura 3.7). Retificaram-se as quatro superfícies de folga de um blank para cada combinação das condições apresentadas na Tabela 3.1 de velocidade de corte (v_c), velocidade de avanço (v_f), velocidade de avanço do rolo dressador (v_{fd}), tamanho de grão abrasivo do rebolo (d_G) e ligante, empregando óleo integral como fluido de corte. A fim de se evitar os efeitos do desgaste, antes da preparação de cada blank, o rebolo foi dressado com o avanço determinado no planejamento experimental, velocidade tangencial do dressador constante $v_{cd} = 10$ m/s, velocidade tangencial do rebolo, também constante, $v_c = 20$ m/s, e trajetória de dressagem de $15 \mu\text{m}$.

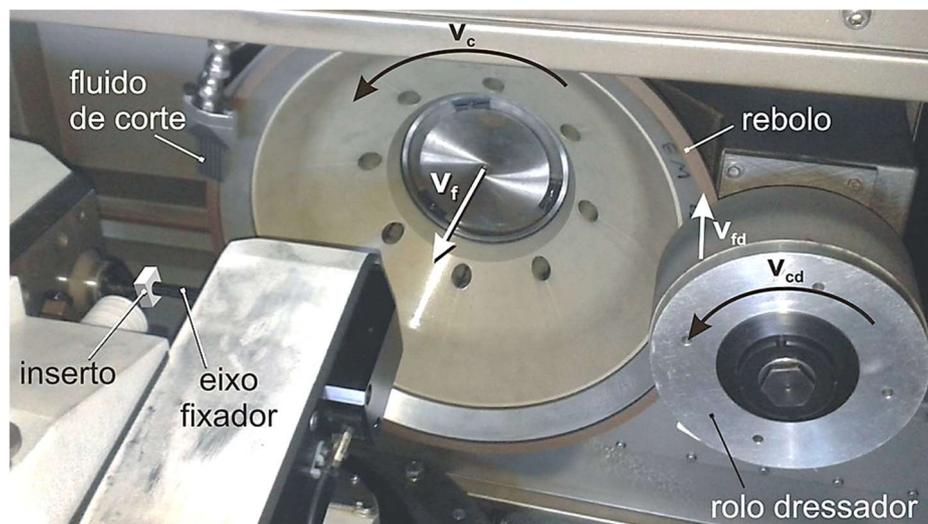


Figura 3.7 – Componentes da retificadora CNC Agathon DOM Plus. Fonte: elaborado pelo autor

Para melhor compreensão do processo e possibilidade de explicação dos fenômenos envolvidos, foram medidas as componentes normal (F_n) e tangencial (F_t) da força de retificação por meio de sensores de corrente montados nos motores da máquina, com taxa de aquisição de 50 Hz. Tanto o

sistema de medição, quanto o de aquisição de sinais são parte integrante do equipamento e maiores detalhes não foram fornecidos pelo fabricante, por serem confidenciais. Como a remoção de material corresponde à ação de cada grão abrasivo de diamante, a força por grão (F_{iG}) foi calculada pelas Equações 3.6 e 3.7 e o valor médio e desvio padrão dos quatro lados retificados foram usados para análise [111].

$$F_{iG} = \left(\frac{F_i}{N_k \cdot z \cdot A \cdot f_c} \right) \quad (3.6)$$

$$N_k = \left(\frac{6 \cdot c}{\rho \cdot \pi \cdot d_G} \right) \quad (3.7)$$

Da Equação (3.6) tem-se que F_i é a componente da força analisada (i = normal ou tangencial), z é a parcela do grão que penetra o material ($z \sim 0,3 \times d_G$, segundo Tönshoff e Denkena [24]), A é a área do lado retificado e f_c é o fator de correção para a proporção de grãos ativos do rebolo (**1** para rebolo com ligante resinoide e **0,7** para o rebolo vitrificado, de acordo com Cruz et al. [111]). O número de grãos abrasivos por unidade de volume N_k é obtido pela Equação (3.7) e, para seu cálculo, assume-se que cada grão de diamante pode ser aproximado por uma esfera com diâmetro d_G , utiliza-se a densidade do diamante $\rho = 3,52 \text{ g/cm}^3$ e a concentração em massa dos rebolos c ($C100 = 0,88 \text{ g/cm}^3$).

Com base nestas considerações, pôde-se estimar ainda o valor médio da espessura de cavaco por grão para diferentes condições no processo de retificação plana transversal de mergulho, segundo a Equação 3.8 [111,112].

$$h_{cu} = \left(\frac{1}{C_2+1} \right)^{\frac{1}{C_2}} \cdot \left[\frac{(C_2+1) \cdot v_f}{N_k \cdot f_c \cdot C_1 \cdot v_c} \right]^{\frac{1}{C_2+1}} \quad (3.8)$$

Nesta equação, $C_1 = 4/3 \cdot (d_G)^{1/2}$, $C_2 = 1,5$ (fatores geométricos), v_c e v_f correspondem às velocidades de corte e de avanço, respectivamente [112].

A literatura consultada descreve alterações da topografia do rebolo imediatamente após o início da retificação, por influência dos parâmetros utilizados no processo, o que pode gerar variação nas características superficiais da peça [67,103]. Essas alterações foram quantificadas pelo método utilizado por Denkena et al., que evita a desmontagem do rebolo da máquina. Assim, a topografia da camada abrasiva foi modelada através de uma resina fotopolimerizável (Kulzer Tecnovit 2220) por luz ultravioleta com comprimento de onda 470 nm (Figura 3.8a) em dois pontos distintos do rebolo. Com isso, foram obtidos perfis negativos de sua superfície [103].

As resinas (invertidas) foram analisadas no microscópio confocal Alicona InfiniteFocus SL (Figura 3.8b), alocado no Departamento de Engenharia Mecânica da UFSCar. Com auxílio do software Measure Suite 5.31, foi obtida a altura reduzida de pico Spk em duas áreas de 4 mm² de cada resina (Figura 3.8c), sendo, portanto, o valor médio e o desvio padrão de quatro medições utilizados para análise.

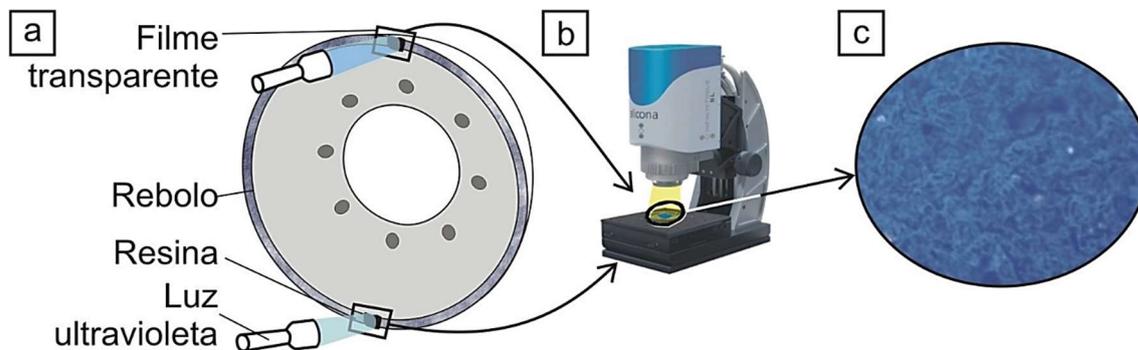


Figura 3.8 – a) Modelagem da camada abrasiva por resina polimerizável; b) avaliação da resina fotopolimerizável no microscópio confocal; c) superfície tridimensional gerada. Fonte: (a) Adaptado de [103]; (b) (c) Elaborado pelo autor

O parâmetro Spk é obtido por meio da curva de Abbott-Firestone (Figura 3.9) e fornece uma indicação da protrusão de grão na camada abrasiva.

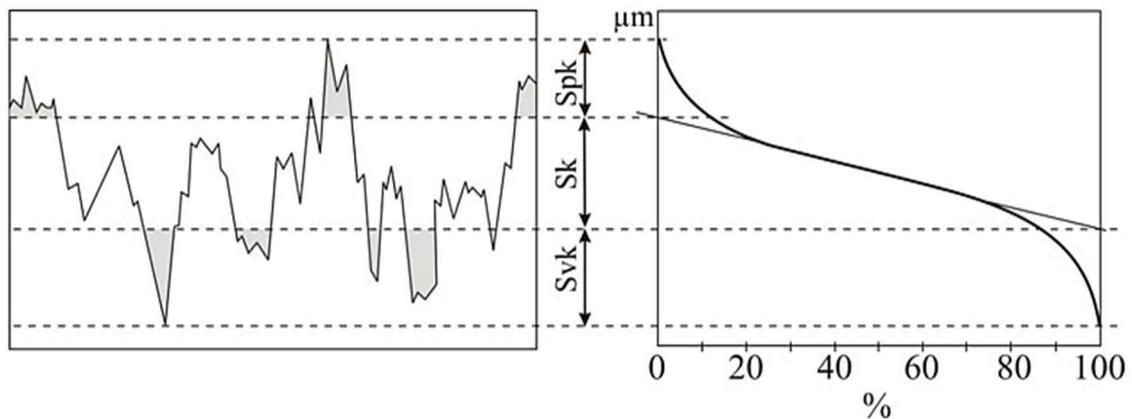


Figura 3.9 – Curva de Abbott-Firestone de perfil genérico de rugosidade. Fonte: Adaptado de [113]

3.1.4 Ferramentas abrasivas

Para os testes de retificação, foram utilizados rebolos superabrasivos do tipo copo, fabricados pela empresa Norton Winter (grupo Saint-Gobain), com concentração C100 ($c = 0,88 \text{ g/cm}^3$), ligantes vitrificado¹ e resinoide² e grãos de diamante com tamanhos médios de $15 \text{ }\mu\text{m}$ (D15) e $46 \text{ }\mu\text{m}$ (D46), totalizando quatro ferramentas.

Para efetuar a dressagem dos rebolos, foram aplicados rolos dressadores, também do tipo copo, de alumina (Al_2O_3), produzidos pela mesma empresa, que realizam a limpeza do cavaco encrustado no rebolo e a remoção de grãos de diamante desgastados. De maneira a tornar o processo eficiente, são recomendados dressadores com grãos abrasivos menores para rebolos mais finos e o oposto para rebolos com maior granulometria. Assim, foi utilizado um rolo dressador com tamanho de grão 220#³ para os rebolos de diamante com tamanho médio de grão D15 e um rolo dressador com tamanho de grão 180#⁴ para os rebolos de diamante com tamanho médio de grão D46.

¹ Especificação dos rebolos vitrificados: B.VG-2A2T-350-10-4-27-300-D15-C100;
B.VG-2A2T-350-10-4-27-300-D46-C100

² Especificação dos rebolos resinoides: B.K-2A2T-350-10-4-27-300-D15-C100;
B.K-2A2T-350-10-4-27-300-D46-C100

³ Especificação do rolo dressador 220#: 38A220-KVH

⁴ Especificação do rolo dressador 180#: 38A180-KVH

3.1.5 Avaliação da rugosidade da superfície de folga e de aresta dos insertos

As rugosidades da superfície de folga e de aresta dos insertos retificados foram avaliadas no microscópio confocal modelo Alicona InfiniteFocus SL. Devido à característica anisotrópica da superfície gerada por processo de retificação, para a avaliação da rugosidade, foram medidos 100 perfis perpendiculares à direção principal de movimentação dos grãos abrasivos (Figura 3.10a). O lascamento na aresta foi também avaliado a partir de 100 perfis perpendiculares à sua direção (Figura 3.10b). Em ambos os casos, foram utilizados o valor médio e o desvio padrão dos quatro lados para as análises.

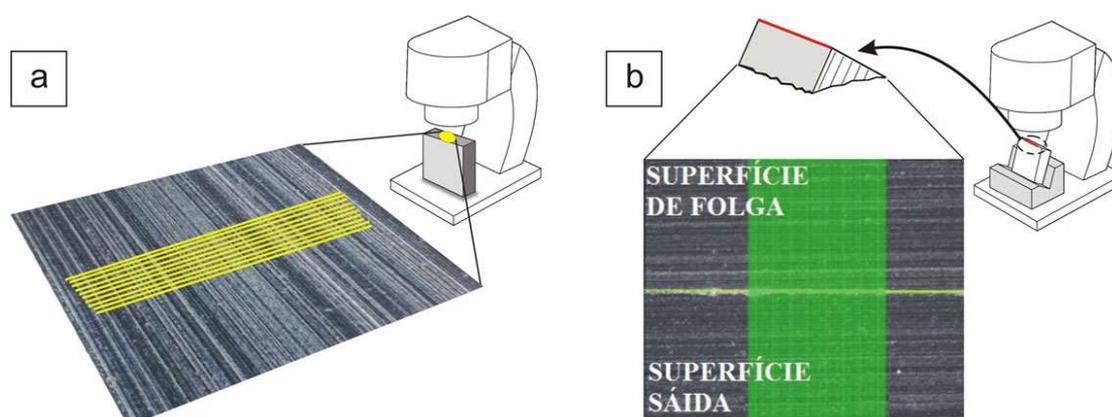


Figura 3.10 – Representação de imagens obtidas pelo microscópio, com perfis para as medições de rugosidade na superfície (a) e na aresta (b).

Fonte: elaborado pelo autor

O parâmetro de rugosidade máxima R_z foi escolhido, pois traz informações sobre a distância entre pico e vale do perfil e, assim, pode ser correlacionado com a espessura média de cavaco por grão. Para um perfil com comprimento L , a média das distâncias entre pico e vale em cinco diferentes trechos (cada um com comprimento $L/5$, conforme Figura 3.11) contribui para suavizar os grandes desvios, não significativos. O valor de R_z pode ser calculado pela média dos valores R_{zi} [22].

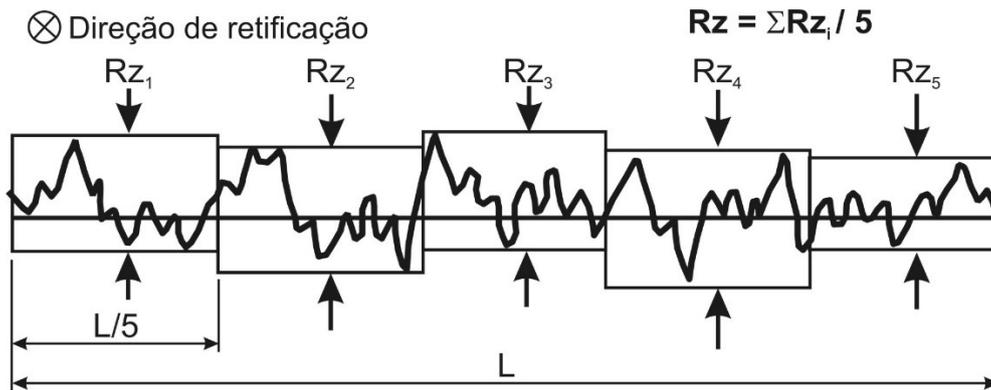


Figura 3.11 – Medição de Rz_i em diferentes trechos de um perfil de rugosidade.

Fonte: Adaptado de [22]

Para a avaliação da rugosidade de aresta, foi utilizado o parâmetro Δr , que corresponde à menor distância entre o vértice da aresta ideal e o perfil real, levando em conta suas irregularidades (Figura 3.12). Uma análise dos lascamentos na aresta é relevante devido à sua influência sobre a resistência ao desgaste do inserto.

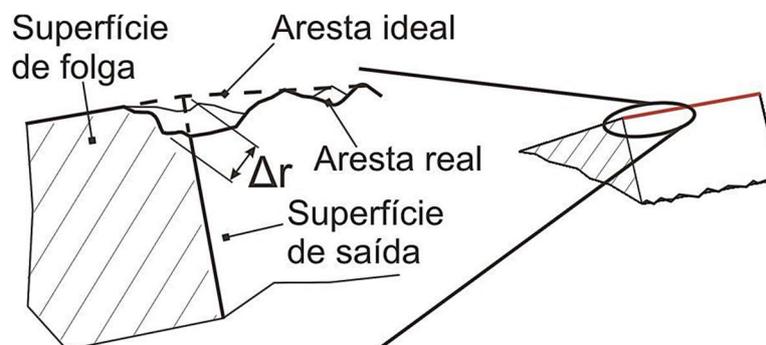


Figura 3.12 – Esquema da aresta de um inserto, com indicação dos lascamentos e medição de Δr . Fonte: Adaptado de [69]

3.1.6 Avaliação da microdureza

A microdureza fornece uma indicação da resistência ao desgaste, tenacidade à fratura e ductilidade do material. Sabendo-se que a retificação causa alterações na superfície do inserto, conforme trabalho de Hegeman, De

Hosson e De With [8], que encontraram uma subsuperfície afetada com espessura de aproximadamente $1,5 \mu\text{m}$, justifica-se a análise dessa propriedade como variável de saída, que pode afetar a vida do inserto.

As medições de microdureza foram feitas em quatro pontos equidistantes $150 \mu\text{m}$ em duas superfícies de folga dos insertos, com uma carga de $0,5 \text{ kg}$ durante 15 s , conforme a norma ASTM E384-17, que preconiza o uso de um microdurômetro com ponta de diamante Vickers (HV) de base piramidal com ângulo de 135° (Figura 3.13a), ou Knoop (HK), com ângulos de 130° e $172^\circ 30'$ (Figura 3.13b) [114]. O equipamento utilizado, alocado no Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar, foi o Future-Tech FM-800, que contém as referidas pontas e um microscópio ótico acoplado, o qual permite ampliações de 100, 500 e 1000 vezes para medição da microdureza superficial pelo software Future-Tech ArS900.

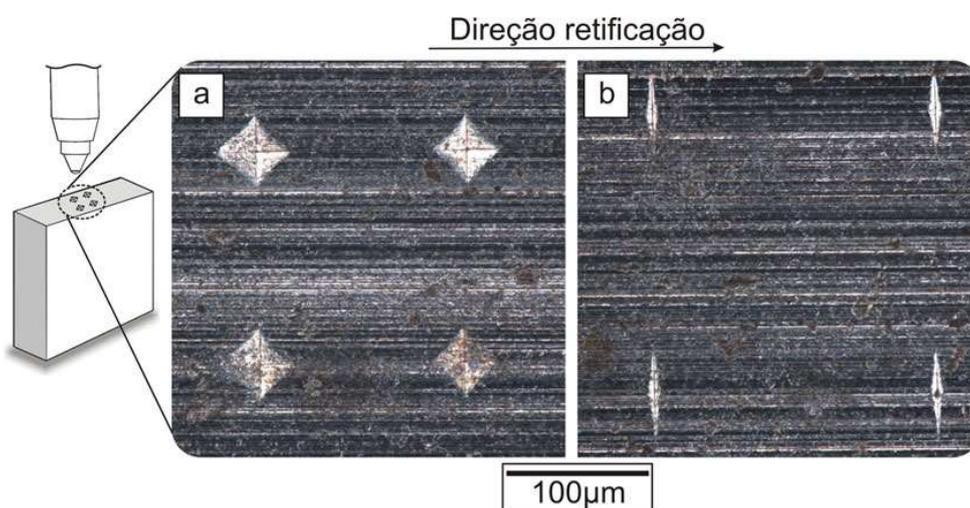


Figura 3.13 – Impressões (a) Vickers e (b) Knoop. Fonte: elaborado pelo autor

Em testes preliminares com a microdureza Vickers, notou-se uma penetração de aproximadamente $2,6 \mu\text{m}$ na superfície dos insertos (Figura 3.14a) – mensurada por meio do microscópio confocal Alicona InfiniteFocus SL –, valor superior às espessuras de camada afetada pela passagem do grão abrasivo do rebolo, aproximadamente $1,5 \mu\text{m}$ [8]. Já para a ponta de diamante Knoop, mediu-se uma penetração de aproximadamente $0,5 \mu\text{m}$ (Figura 3.14b), sendo esta, portanto, a técnica escolhida para a investigação da microdureza.

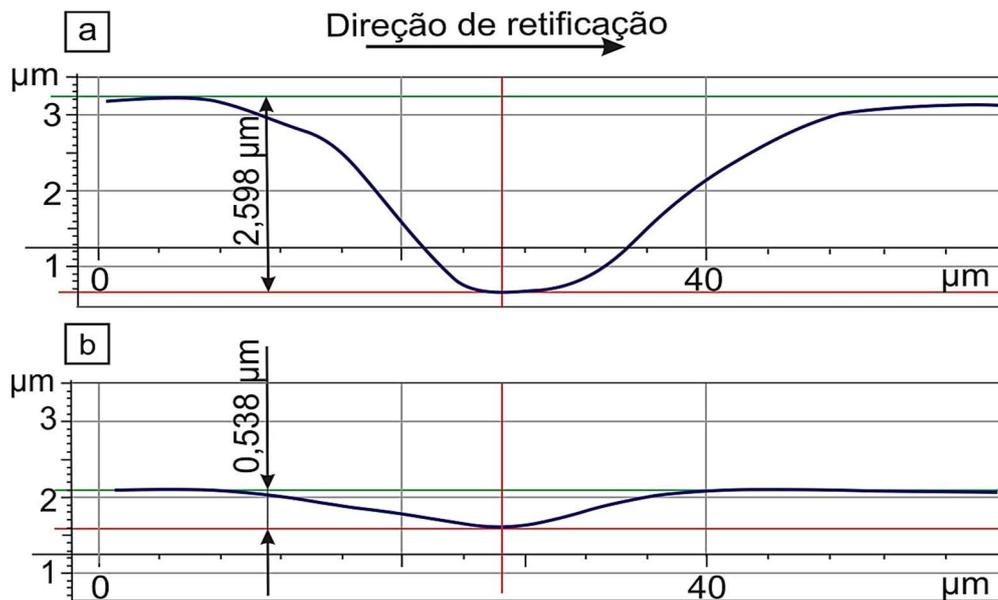


Figura 3.14 – Profundidade de penetração após aplicação da ponta de diamante Vickers (a) e Knoop (b). Fonte: elaborado pelo autor

A fim de se comparar a dureza na camada afetada com aquela relacionada diretamente ao material, avaliada em seu núcleo, foi definido como a variável resposta ΔHK (variação da microdureza) para a análise, a diferença entre os valores obtidos após a retificação e aquele medido no núcleo (valor médio de 4 impressões = $1386 \pm 124 \text{ kgf/mm}^2$). Para ΔHK positivos, pode-se supor um endurecimento da superfície após a retificação. Na análise estatística, a média das quatro medições por lado obtidas para cada inserto foi utilizada nas discussões (item 4.1.4).

3.1.7 Medição da tensão residual e análise da composição do material

A medição de tensão residual por difração de raios-x é um método não destrutivo que compara os parâmetros de rede cristalina de um material deformado àqueles de um material sem deformação. Para tanto, depende que o material refrate os raios incidentes (caso contrário, o material é amorfo) e que o princípio de Bragg seja atendido (Equação (3.9)) [71]. Os picos de difração

[$\sin(2\theta)$] nos materiais com e sem deformação são comparados e, caso se formem ângulos maiores, a distância 'd' é menor e a tensão residual será de tração; caso os ângulos sejam menores, a distância 'd' é maior e a tensão residual será de compressão [115].

$$n\lambda = 2 \cdot d \cdot \sin(2\theta) \quad (3.9)$$

Na Equação (3.9), n é a ordem da difração, λ o comprimento de onda do raio-x e d a distância interplanar do cristal.

As medições de tensão residual foram realizadas no difratômetro de raios-x, modelo PANalytical X'Pert Pro MRD XL (Figura 3.15), alocado no Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano), no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), em Campinas/SP. Para as medições, foi utilizado um tubo de radiação Cu-K α divergente, que emprega uma voltagem de 45 kV e corrente de 40 mA. A análise de tensão residual comparou o deslocamento do pico de reflexão do WC (211) na posição $2\theta \sim 117^\circ$, variando a angulação da amostra Ψ de -45° a $+45^\circ$, totalizando 11 medições perpendiculares à direção de retificação (σ_\perp), em ensaio e réplica nas superfícies de folga dos insertos.

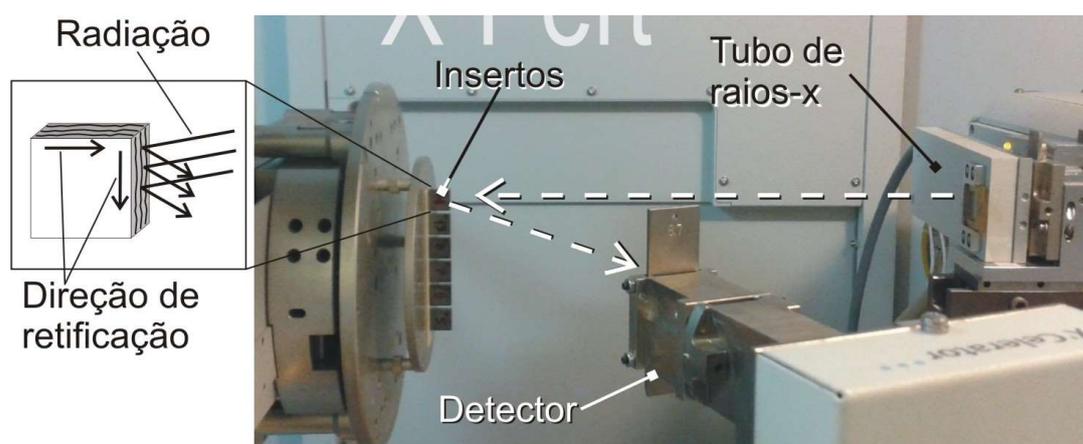


Figura 3.15 – Insertos de metal duro no difratômetro de raios-x. Fonte: elaborado pelo autor

Também é possível de mensurar a tensão residual nos insertos no

sentido de retificação – paralela ($\sigma_{||}$). Jaensson [75] explica que as maiores deformações na liga de carbeto de tungstênio e cobalto ocorrem perpendicularmente à direção de passagem do grão abrasivo, gerando tensões residuais mais compressivas, quando comparadas ao sentido paralelo, o que justifica a escolha da σ_{\perp} nesse trabalho.

Com cada ponto mensurado, o software X'PERT STRESS, da PANalytical, gera um gráfico de distância interplanar \hat{d} versus inclinação da amostra ($\text{sen}^2\Psi$), com uma reta resultante com coeficiente angular m , como mostrado na Figura 3.16. A partir deste coeficiente, pode-se então obter a tensão σ , de acordo com a Equação (3.10) [116], onde E é o módulo de elasticidade e ν o coeficiente de Poisson do carbeto de tungstênio, com valores de 630 GPa e 0,22, respectivamente [107].

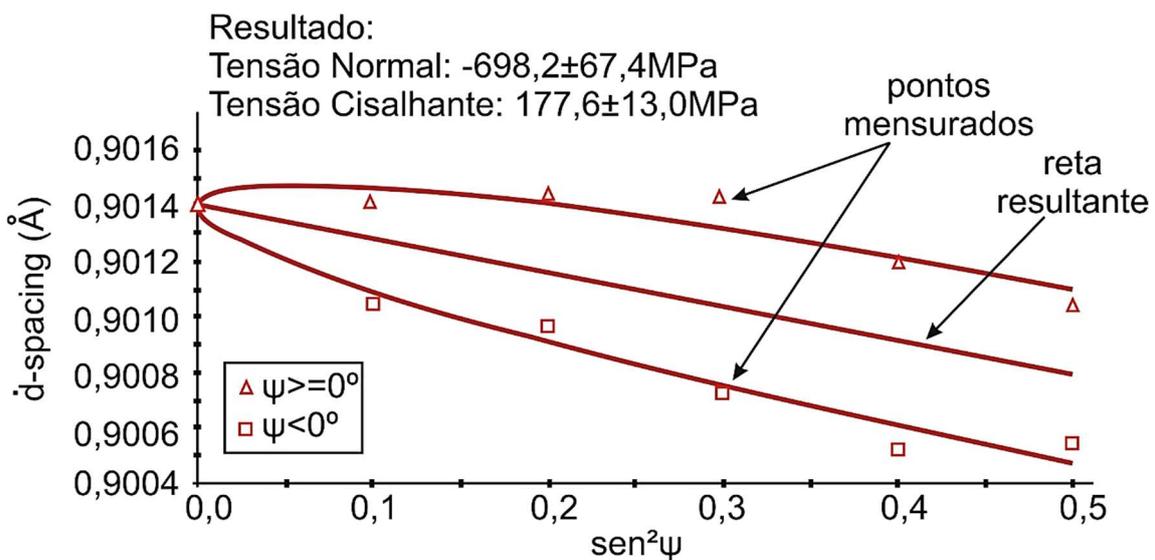


Figura 3.16 – Distância interplanar versus inclinação da amostra para a condição de retificação $v_c = 40$ m/s; $v_f = 2$ mm/min; $d_G = 15$ μm ; ligante vitrificado; $v_{fd} = 1$ $\mu\text{m/s}$. Fonte: elaborado pelo autor

$$\sigma = m \cdot \frac{E}{1 + \nu} \quad (3.10)$$

Com o mesmo difratômetro de raios-x e as mesmas condições aplicadas, buscou-se nas superfícies retificadas mudanças na composição do material após

a retificação em comparação ao blank, varrendo-se, para isso, um ângulo 2θ entre 40° e 100° . Esta faixa abrange a maioria das fases do carbeto de tungstênio e do cobalto, como as estruturas CFC e HC.

3.1.8 Análise da superfície e da subsuperfície

Uma avaliação mais detalhada da superfície, que permite a caracterização dos mecanismos de remoção de material pelo rebolo, foi feita com auxílio do microscópio eletrônico de varredura, modelo Philips XL-30 FEG, que possui técnica acessória EDS (espectroscopia por dispersão de energia), resolução de 2 nm a 30 kV e de 5 nm a 1 kV. O equipamento está alocado no Laboratório de Caracterização Estrutural do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar.

Para a análise da subsuperfície dos insertos, de modo a se verificar possíveis deformações plásticas e ocorrência de trincas, foi realizado o polimento das superfícies de saída com pasta de diamante de 6, 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm e posterior ataque químico com solução de Murakami (ver item 3.1.2), conforme norma ASTM B657-18 [108]. Em seguida, imagens das amostras foram adquiridas com o microscópio eletrônico de varredura mencionado.

3.2 Procedimento experimental dos ensaios de vida dos insertos em processo de torneamento ortogonal

3.2.1 Corpos de prova de ferro fundido nodular

Corpos de prova de ferro fundido nodular ferrítico para corte ortogonal foram preparados conforme a Figura 3.17, a partir de uma barra de perfil redondo. O material apresenta composição química conforme a Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Composição química (% peso) do ferro fundido nodular ferrítico.

Fonte: Certificado de ensaio Tupy S.A (novembro / 2019)

C	Mn	S	Cu	Si	P	Cr	Mg	Fe
3,60	0,20	0,01	0,08	2,80	0,055	0,05	0,05	93,21

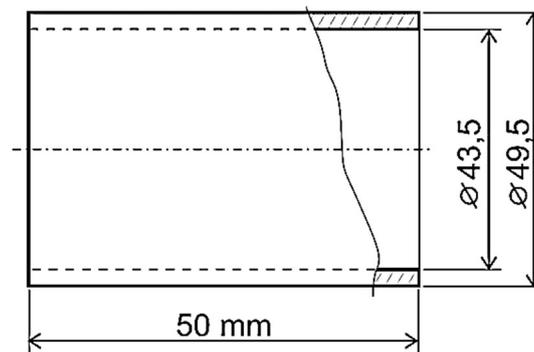


Figura 3.17 – Dimensões do corpo de prova. Fonte: elaborado pelo autor

A caracterização da microestrutura do material foi feita a partir de uma amostra retirada de sua seção transversal, a qual foi lixada com folhas de óxido de alumínio (do tamanho de grão 125 μm ao 5 μm), e polida com suspensão de alumina de granulometria 1,0 μm . Os nódulos visualizados (Figura 3.18), de acordo com o fabricante do material, são classificados pela forma do tipo I – II (grafitas regulares desejáveis para ferros dúcteis) e classe de tamanho 6-7 (entre 10 e 40 μm), e uma nodularização de 95%. O ataque químico da superfície com solução de 2 ml de ácido nítrico e 98 ml de álcool etílico (conhecida como Nital 2%), conforme indica a norma ASTM E-407-07 [117], revelou o predomínio de 67% da fase ferrita e 33% de perlita – informações contidas no certificado do fabricante – combinada com os nódulos (Figura 3.18b).

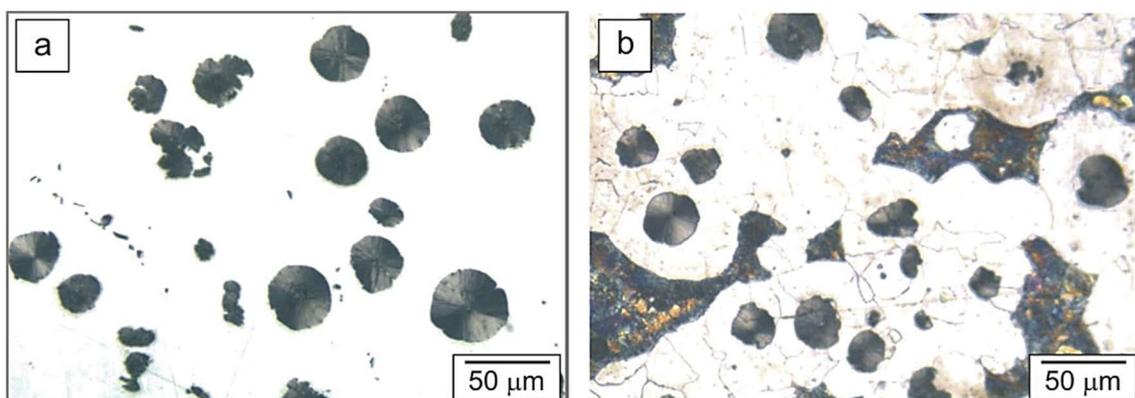


Figura 3.18 – Imagens das (a) grafitas em nódulos e da (b) matriz ferrítica após ataque químico. Fonte: elaborado pelo autor

Foi medida ainda a dureza do ferro fundido segundo a norma NBR ISO 6506-1/2019 [118], que indica o ensaio de dureza Brinell como o mais recomendado, por se tratar de um material macio quando comparado aos aços endurecidos. Para sua execução, utilizou-se o durômetro Heckert, do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar, com ponta esférica de 2,5 mm. Uma carga de 1840 N (187,5 kgf) foi aplicada durante 30 segundos em 20 pontos da amostra, obtendo-se o valor médio de $179 \pm 3,14$ HB.

3.2.2 Ensaio de torneamento ortogonal

Para os ensaios de torneamento, foram avaliados três insertos com diferentes características de integridade superficial, conforme apresentado no item 4.2, em corte ortogonal realizado em um torno CNC, modelo Romi Centur 30D, alocado no Departamento de Engenharia Mecânica (DEMec) da UFSCar, com rotação máxima de 4000 rpm e potência máxima de 9,0 kW.

De maneira a se possibilitar a realização de corte ortogonal com insertos de geometria quadrada, um porta-ferramenta com ângulo de saída de -6° , conforme recomendações para o torneamento de ferro fundido [119], foi projetado e fabricado com aço SAE 1045 (Figura 3.19).

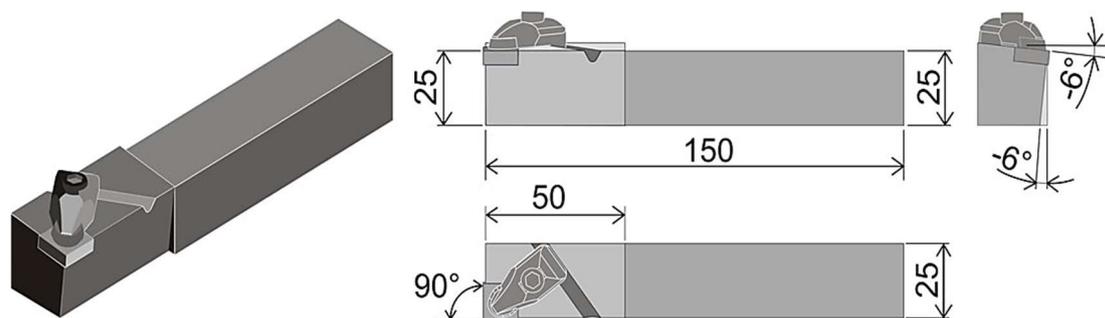


Figura 3.19 – Dimensões construtivas do porta-ferramenta. Fonte: elaborado pelo autor

Os parâmetros de usinagem (Figura 3.20), aplicados em corte a seco, foram mantidos constantes para comparação exclusiva dos inserts gradados: velocidade de corte $v_c = 450$ m/min, avanço $f = 0,7$ mm/volta, profundidade de usinagem $a_p = 3$ mm. Foram realizados um ensaio e uma réplica por inserto em arestas de corte aleatórias.

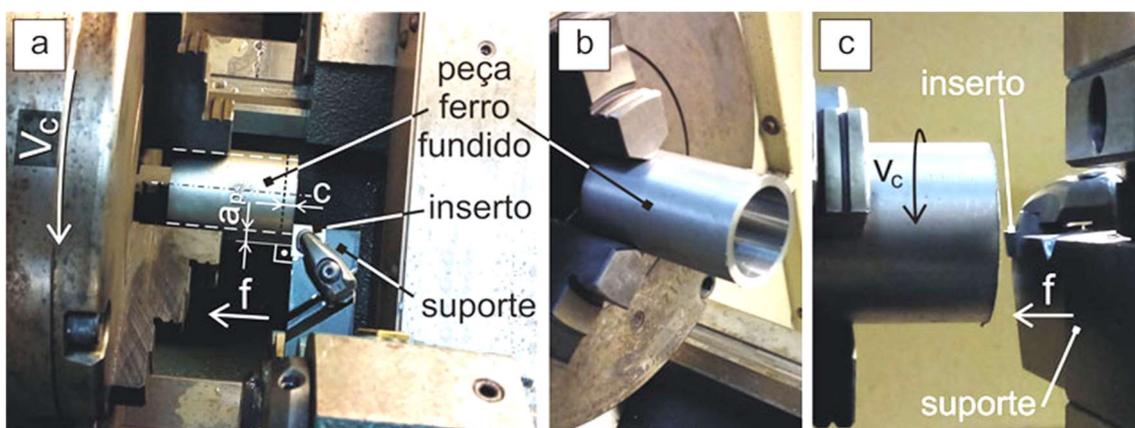


Figura 3.20 – Processo de torneamento: (a) vista superior, (b) corpo de prova e (c) posição da ferramenta. Fonte: elaborado pelo autor

Antes do início dos testes e após cada passe, correspondente a um comprimento de corte $c = 5$ mm (remoção de 2026 mm^3), imagens das arestas foram adquiridas no microscópio confocal Alicona InfiniteFocus SL (Figura 3.21), com auxílio do software Edge Master Module versão 6.6, para verificação do desgaste de flanco máximo ($VB_{B_{\max}}$) ou possíveis avarias (lascamentos, trincas e quebras) na ferramenta. Tanto as imagens da superfície de folga quanto o

volume de material aderido ou removido do inserto foram utilizados nas discussões. Considerou-se como critério de fim de vida da ferramenta a ocorrência de um desgaste de flanco máximo de 0,30 mm ou a presença de avarias.

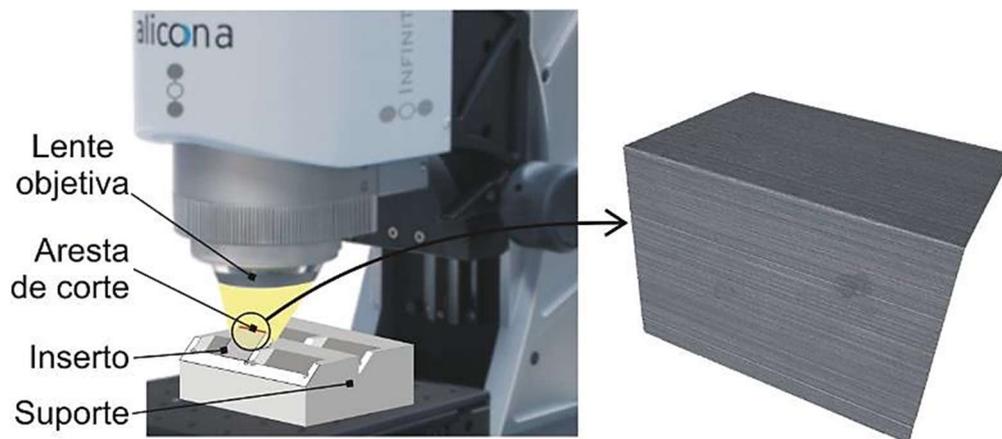


Figura 3.21 – Aquisição da imagem da aresta por microscópio confocal. Fonte: elaborado pelo autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Resultados da análise de variância (ANOVA)

Conforme já discutido, não havendo uma variação contínua entre os tipos de ligante, decidiu-se por apresentar os resultados estatísticos relacionados aos rebolos de ligante vitrificado e resinoide separadamente. Tendo isso em vista, são mostrados a seguir os resultados obtidos dos modelos de regressão quadráticos fundamentados na ANOVA utilizando os parâmetros de entrada v_c , v_f , v_{fd} e d_G , ao nível de significância de 5%, para cada ligante e para as variáveis de resposta, a saber: rugosidade máxima R_z , rugosidade de aresta Δr , tensão residual σ_{\perp} e variação da microdureza Knoop ΔHK . A normalidade, a homogeneidade das variâncias e a independência dos resíduos foram atendidos em todos os modelos gerados, conforme pré-requisitos apresentados no item 3.1.1.

4.1.1 Rugosidade máxima (R_z)

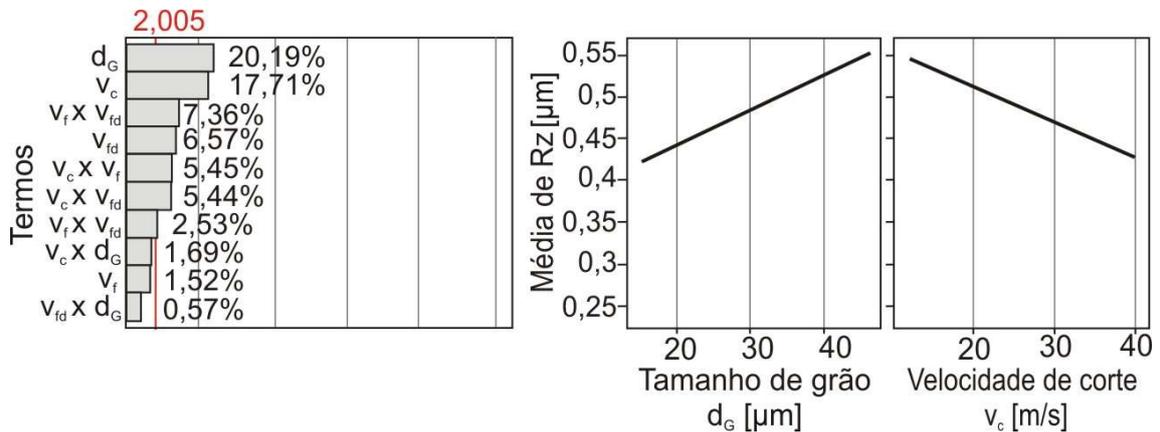
Os modelos de regressão apresentados pelas Equações (4.1) e (4.2) representam a resposta rugosidade máxima (R_z) para os ligantes vitrificado e resinoide, respectivamente, e os termos mais significativos estão representados pelos gráficos de Pareto e efeitos principais nas Figuras 4.1a (rebolo com ligante vitrificado) e 4.1b (rebolo com ligante resinoide). Considerando-se um p-valor $\leq 0,05$ e uma contribuição $\geq 15\%$, pode-se afirmar que as variáveis d_G e v_c foram significativas nos testes com uso do rebolo com ligante vitrificado (Figura 4.1a), indicando uma melhora em aproximadamente 22% no acabamento superficial (menor valor médio R_z) quando se eleva a velocidade de corte de 12 m/s para 40 m/s e uma piora em 31% ao aumentar o tamanho do grão abrasivo de 15 μm para 46 μm (maior valor médio R_z). Porém, na retificação dos insertos com aplicação do rebolo com ligante resinoide (Figura 4.1b), R_z sofreu influência predominante da variável d_G no modelo em relação aos demais fatores, obtendo-

se um acabamento superficial 45% melhor (menor valor médio Rz) na retificação com o rebolo de menor granulometria (D15).

$$\begin{aligned}
 RZ_{vitr} = & 0,5168 - 0,00884 \cdot v_c - 0,01275 \cdot v_f - 0,0192 \cdot v_{fd} + 0,01232 \cdot d_G \\
 & + 0,000596 \cdot v_c \cdot v_f + 0,001191 \cdot v_c \cdot v_{fd} - 0,000086 \cdot v_c \cdot d_G \\
 & + 0,00135 \cdot v_f \cdot v_{fd} - 0,000367 \cdot v_f \cdot d_G - 0,001251 \cdot v_{fd} \cdot d_G
 \end{aligned}
 \tag{4.1}$$

$$\begin{aligned}
 RZ_{resin} = & 0,1480 - 0,000939 \cdot v_c + 0,01077 \cdot v_f - 0,02095 \cdot v_{fd} + 0,008613 \cdot d_G \\
 & - 0,000104 \cdot v_c \cdot v_f + 0,000568 \cdot v_c \cdot v_{fd} - 0,000039 \cdot v_c \cdot d_G \\
 & - 0,000096 \cdot v_f \cdot v_{fd} - 0,000224 \cdot v_f \cdot d_G + 0,000037 \cdot v_{fd} \cdot d_G
 \end{aligned}
 \tag{4.2}$$

a) Rugosidade máxima média Rz (rebolo com ligante vitrificado)



b) Rugosidade máxima média Rz (rebolo com ligante resinoide)

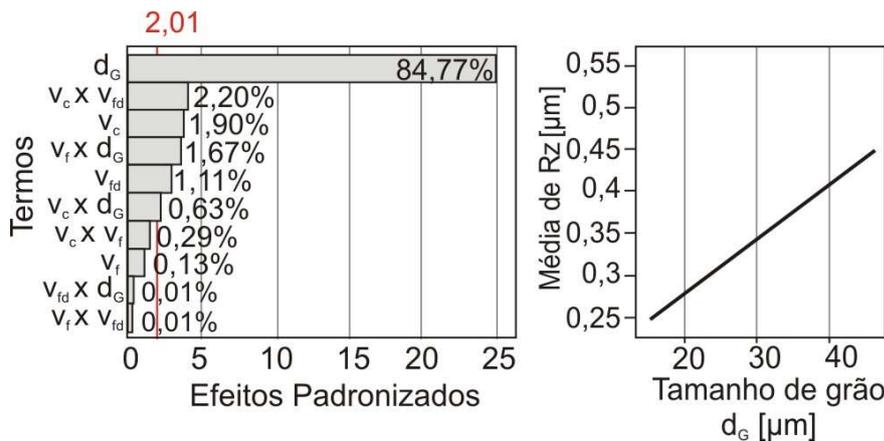


Figura 4.1 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta rugosidade máxima Rz para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide.

Fonte: elaborado pelo autor

Tanto o aumento da velocidade de corte quanto a redução do tamanho de grão abrasivo na retificação plana transversal de mergulho levam a uma menor espessura de cavaco por grão, gerando sulcos mais rasos na peça e, por consequência, menores valores de rugosidade, conforme apresentado na Figura 4.2, que mostra a relação entre Rz e h_{cu} nas diferentes condições de retificação. Porém, deve-se destacar que o efeito da velocidade de corte é significativo apenas para os testes com rebolo de ligante vitrificado, sendo que seu efeito pode se tornar proporcionalmente maior, devido à sua menor quantidade de arestas ativas e maior protrusão de grão [111], relacionada à sua maior porosidade. Tais aspectos também justificam os maiores valores de Rz obtidos com a aplicação do rebolo com ligante vitrificado [111].

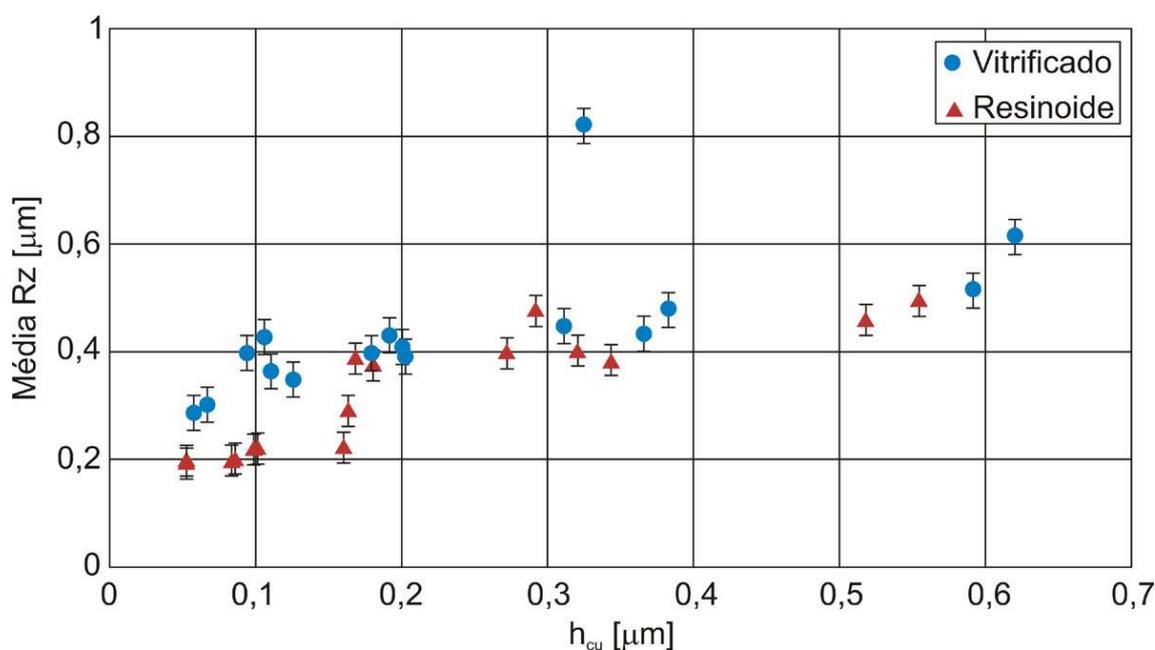


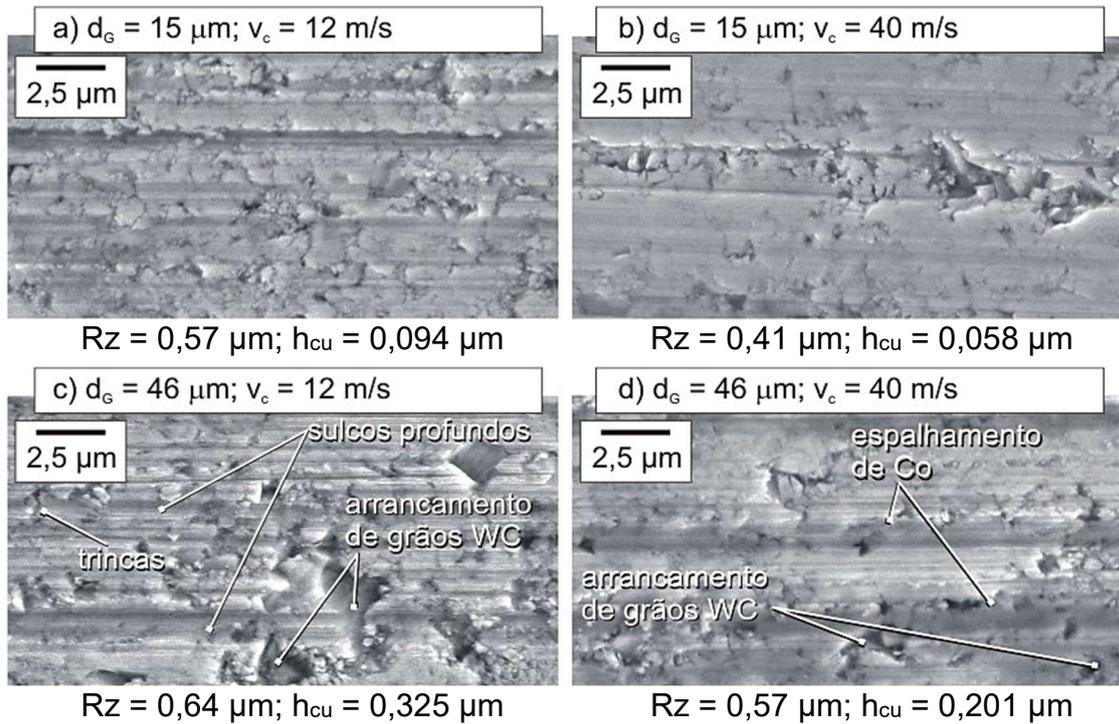
Figura 4.2 – Variação da rugosidade máxima Rz em relação à espessura de cavaco por grão h_{cu} para testes com rebolos de ligante vitrificado e resinoide. Fonte: elaborado pelo autor

A variação de comportamento entre ambas as ferramentas abrasivas, verificada também a partir da comparação dos coeficientes de determinação ajustados R^2 , que apresentaram valores de 63,18% nos testes com o rebolo de ligante vitrificado e 91,36% com o uso do rebolo com ligante resinoide, pode ser

explicada ainda pela diferença de estabilidade das camadas abrasivas. Nesse sentido, o ligante resinoide tem maior habilidade de reter o grão abrasivo no rebolo e manter estável o contato da ferramenta com a peça retificada, diferentemente do ligante vitrificado, que, com maior volume de poros, libera os grãos mais facilmente e é mais sensível ao impacto, o que também justifica o efeito significativo da velocidade de corte neste caso.

Os resultados obtidos podem ser relacionados às imagens de MEV das superfícies (Figura 4.3), nas quais se verifica, para a retificação com rebolo de ligante vitrificado, melhor acabamento superficial (menor valor de Rz) com menor tamanho de grão abrasivo e maior velocidade de corte (Figura 4.3b). As maiores cargas mecânicas associadas às maiores espessuras de cavaco por grão ($v_c = 12$ m/s e $d_G = 46$ μ m, Figura 4.3c) promovem, além da formação de trincas e sulcos mais profundos, evidentes também, de modo geral, após a retificação com rebolo de tamanho de grão 46 μ m e velocidade de corte $v_c = 40$ m/s (Figura 4.3d), maior arrancamento de grãos de WC e espalhamento de Co nas laterais dos sulcos. Tais fenômenos, embora de forma menos intensa, também são observados com a utilização do rebolo com ligante resinoide e maior tamanho de grão (Figura 4.3f). Por fim, nota-se que a condição ótima, que minimiza Rz, corresponde ao teste com rebolo de ligante resinoide e tamanho de grão $d_G = 15$ μ m, podendo ser aplicado qualquer nível de v_c , v_f e v_{fd} .

Uso com rebolo com ligante vitrificado



Uso com rebolo com ligante resinoide

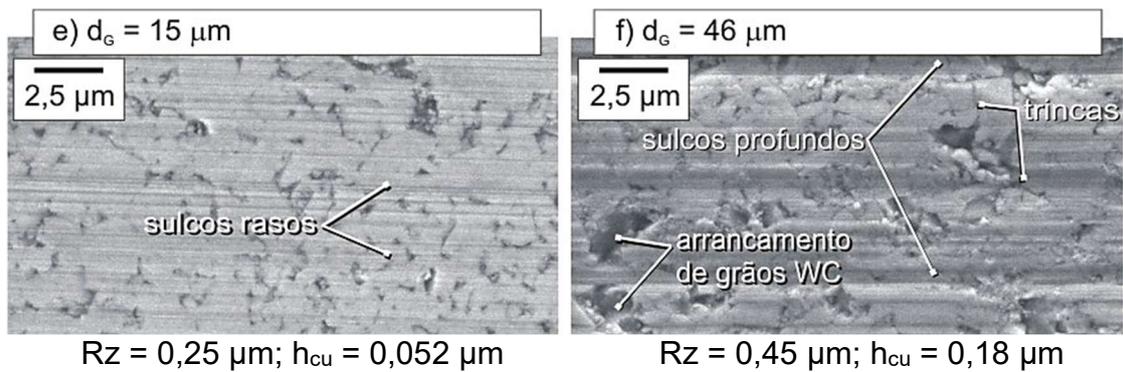


Figura 4.3 – Imagens de MEV de superfícies retificadas (em todos os casos, $v_f = 10 \text{ mm/min}$ e $v_{fd} = 1 \mu\text{m/s}$; para (e) e (f), $v_c = 12 \text{ m/s}$). Fonte: elaborado pelo o autor

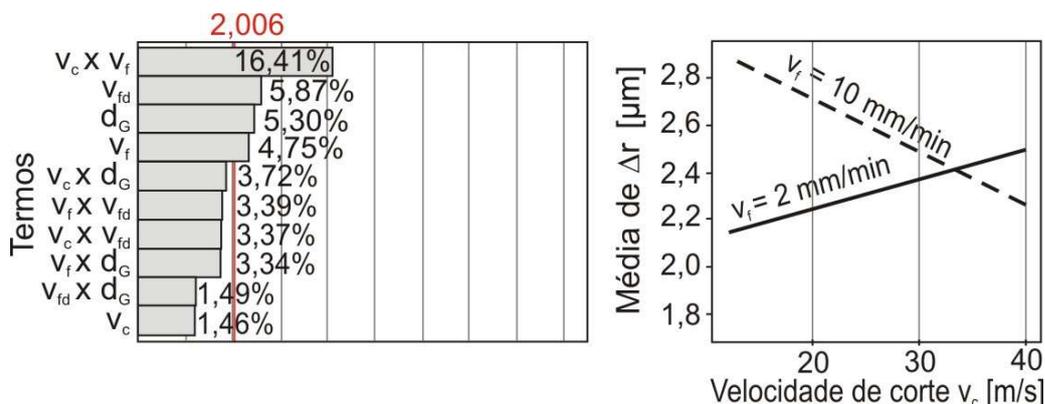
4.1.2 Rugosidade de aresta (Δr)

Para a avaliação da resposta da rugosidade de aresta Δr aos parâmetros de retificação empregados, foram gerados os modelos de regressão indicados pelas Equações (4.3) e (4.4), empregando rebolo com ligante vitrificado e resinoide, respectivamente, e que resultaram nos gráficos de Pareto e de efeitos mostrados nas Figuras 4.4a (uso do rebolo com ligante vitrificado) e 4.4b (uso do rebolo com ligante resinoide). No primeiro caso, observa-se um efeito significativo da combinação entre velocidade de corte e de avanço, havendo uma queda acentuada de Δr com o aumento da velocidade de corte quando é utilizada uma velocidade de avanço $v_f = 10$ mm/min e um pequeno crescimento quando $v_f = 2$ m/min. Já no segundo caso, o fator tamanho de grão teve a maior influência, com mais de 46% de contribuição na variação da rugosidade de aresta, tendo o menor tamanho de grão $d_G = 15$ μ m gerado um Δr , em média, 20% menor.

$$\begin{aligned} \Delta r_{\text{vitr}} = & 1,725 + 0,0249 \cdot v_c + 0,2368 \cdot v_f - 0,1614 \cdot v_{fd} + 0,0083 \cdot d_G \\ & - 0,00427 \cdot v_c \cdot v_f + 0,00387 \cdot v_c \cdot v_{fd} - 0,000524 \cdot v_c \cdot d_G \\ & - 0,01357 \cdot v_f \cdot v_{fd} - 0,001738 \cdot v_f \cdot d_G + 0,00232 \cdot v_{fd} \cdot d_G \end{aligned} \quad (4.3)$$

$$\begin{aligned} \Delta r_{\text{resin}} = & 1,186 + 0,00118 \cdot v_c + 0,0124 \cdot v_f + 0,0614 \cdot v_{fd} + 0,03340 \cdot d_G \\ & + 0,000108 \cdot v_c \cdot v_f + 0,000106 \cdot v_c \cdot v_{fd} - 0,000312 \cdot v_c \cdot d_G \\ & - 0,00144 \cdot v_f \cdot v_{fd} - 0,000795 \cdot v_f \cdot d_G - 0,001811 \cdot v_{fd} \cdot d_G \end{aligned} \quad (4.4)$$

a) Rugosidade de aresta média (rebolo com ligante vitrificado)



b) Rugosidade de aresta média (rebolo com ligante resinoide)

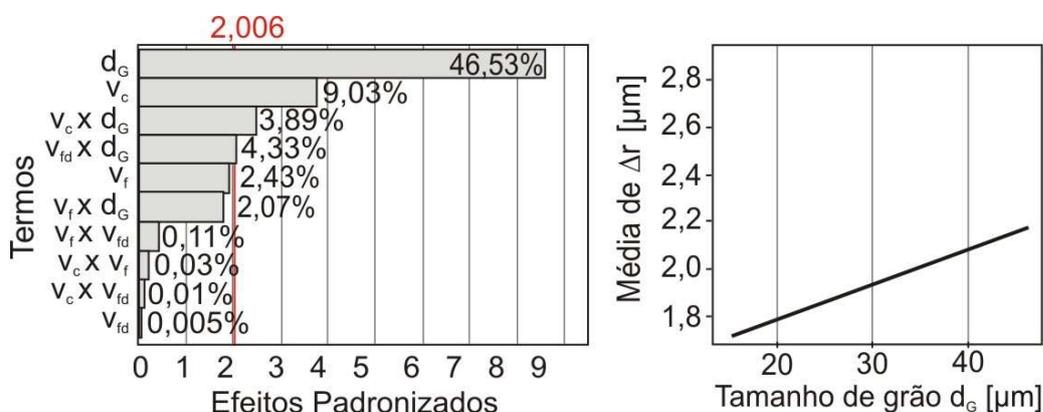


Figura 4.4 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta rugosidade de aresta Δr para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide. Fonte: elaborado pelo autor

O ajuste do modelo de regressão para os rebolos com ligante vitrificado e resinoide alcançaram 39,51% e 60,50%, respectivamente, valores baixos, ligados à elevada dispersão dos dados, que, por sua vez, está relacionada ao baixo efeito de suporte dos grãos de WC no Co e conseqüente remoção irregular na região da aresta.

O ligante resinoide gerou corte mais homogêneo pela sua maior capacidade de retenção dos grãos, permitindo uma topografia do rebolo mais estável e um maior efeito do tamanho de grão sobre as características da peça retificada. No caso do rebolo com ligante vitrificado, havendo maior protrusão de grão e menor quantidade de arestas ativas, o tamanho de grão se mostrou menos relevante e os parâmetros do processo foram predominantes. Quando do

uso de $v_f = 10$ mm/min, o aumento da velocidade de corte levou à redução da espessura de cavaco por grão e reduziu as irregularidades na aresta. Para a menor velocidade de avanço, no entanto, o efeito foi contrário, o que está associado à maior dificuldade de cisalhamento e possibilidade de arrancamento do material, já que as espessuras de cavaco são ainda menores. Assim, não se verifica uma tendência direta, principalmente nesta última situação, entre Δr e h_{cu} (Figura 4.5).

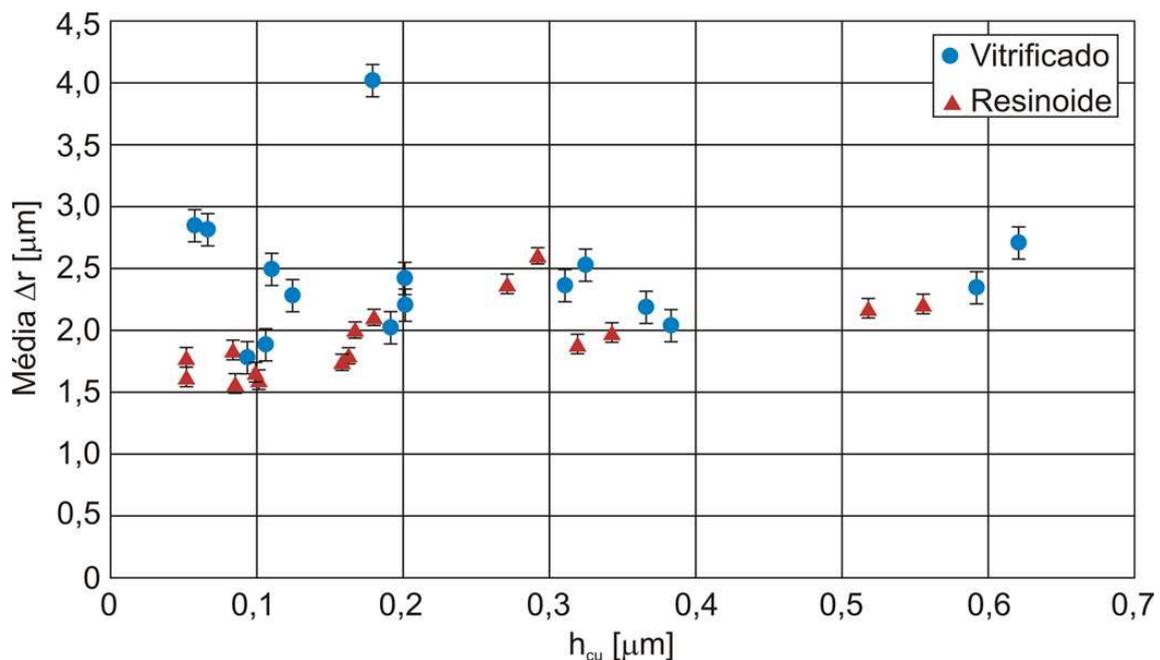
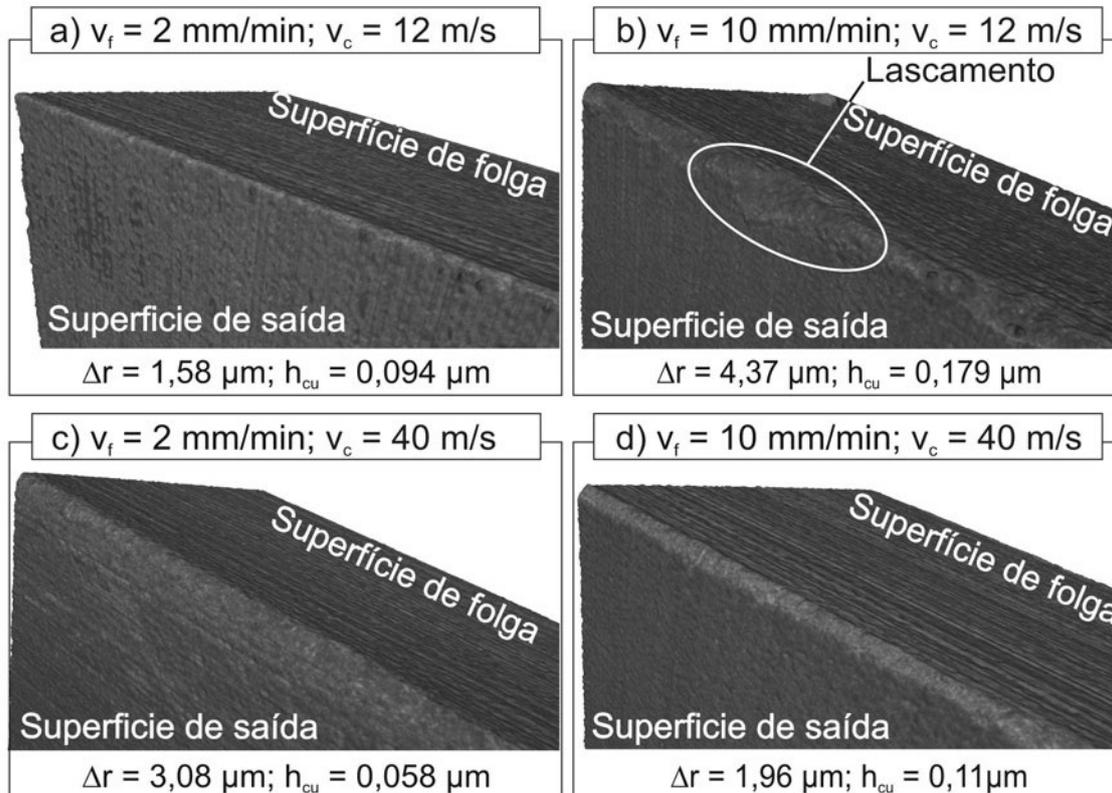


Figura 4.5 – Variação da rugosidade da aresta Δr em relação à espessura de cavaco por grão h_{cu} para testes com rebolos de ligante vitrificado e resinoide. Fonte: elaborado pelo autor

Os resultados são corroborados por imagens realizadas por microscopia ótica, apresentadas na Figura 4.6, onde se nota uma aresta com mais lascamentos quando do uso do rebolo com ligante vitrificado, $v_f = 10$ mm/min e $v_c = 12$ m/s. Diferentemente, uma aresta mais regular é observada após a retificação com uso do rebolo com ligante resinoide e tamanho de grão $d_G = 15$ μm , independentemente do nível das demais variáveis de entrada.

Uso com rebolo ligante vitrificado



Uso com rebolo com ligante resinoide

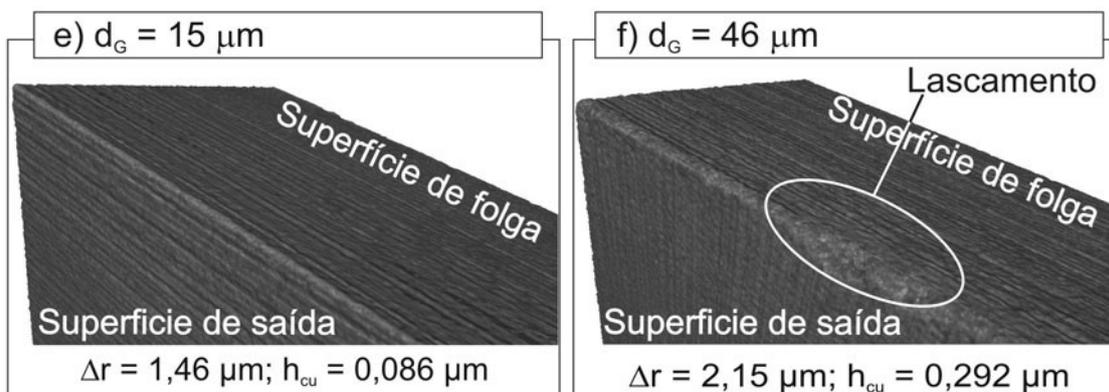


Figura 4.6 – Imagens de microscopia ótica de arestas retificadas (em todos os casos, $v_{fd} = 1 \text{ } \mu\text{m/s}$; para (a), (b), (c) e (d), $d_G = 15 \text{ } \mu\text{m}$; para (e) e (f), $v_c = 12 \text{ m/s}$ e $v_f = 2 \text{ mm/min}$). Fonte: elaborado pelo autor.

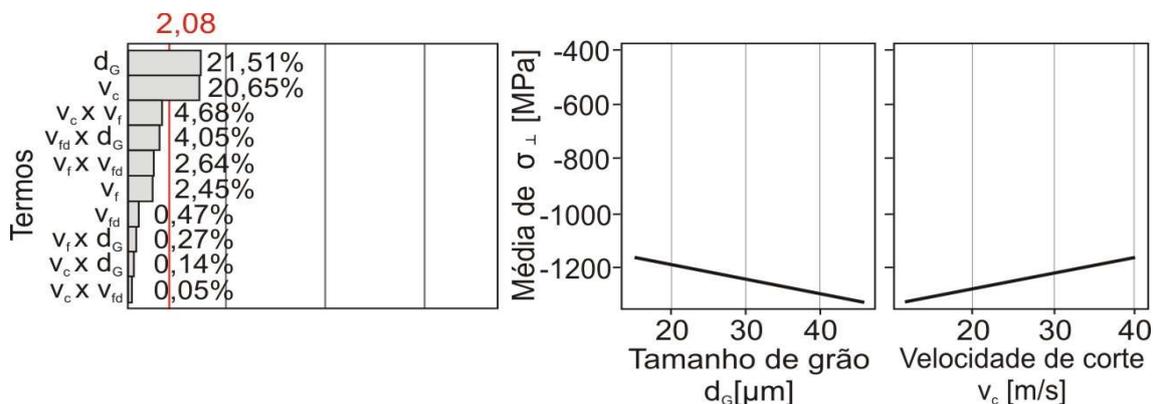
4.1.3 Tensão residual na direção perpendicular à de retificação (σ_{\perp})

Os modelos de regressão quadráticos baseados na ANOVA para a investigação da tensão residual após a retificação do metal duro estão nas Equações (4.5) para uso do rebolo com ligante vitrificado e (4.6) para uso do rebolo com ligante resinoide, e resultaram nos gráficos de Pareto apresentados nas Figuras 4.7a (rebolo com ligante vitrificado) e 4.7b (rebolo com ligante resinoide). Nota-se a influência do tamanho de grão d_G para ambos os casos, cujo aumento induz tensão residual compressiva, e a influência adicional da velocidade de corte no primeiro caso, cujo aumento torna a tensão residual menos compressiva. O aumento de d_G produz uma tensão residual 150% mais compressiva com o uso do rebolo de ligante resinoide, ao passo que com o rebolo de ligante vitrificado, notou-se um aumento de 15% no sentido de maior compressão, tanto para o maior tamanho de grão quanto para emprego da menor velocidade de corte. Assim como no caso da rugosidade, a menor quantidade de arestas ativas e maior protrusão de grão, relacionada à maior porosidade, eleva a significância da velocidade de corte quando do uso do rebolo com ligante vitrificado.

$$\begin{aligned} \sigma_{\perp_{\text{vitr}}} = & -1419 + 9,64 \cdot v_c + 17,7 \cdot v_f + 56,1 \cdot v_{fd} - 3,64 \cdot d_G - 0,705 \cdot v_c \cdot v_f \\ & - 0,150 \cdot v_c \cdot v_{fd} + 0,032 \cdot v_c \cdot d_G - 3,71 \cdot v_f \cdot v_{fd} + 0,152 \cdot v_f \cdot d_G \\ & - 1,185 \cdot v_{fd} \cdot d_G \end{aligned} \quad (4.5)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{\perp_{\text{resin}}} = & -64 + 4,29 \cdot v_c - 17,8 \cdot v_f - 1,6 \cdot v_{fd} - 28,95 \cdot d_G + 0,125 \cdot v_c \cdot v_f \\ & - 0,441 \cdot v_c \cdot v_{fd} - 0,0119 \cdot v_c \cdot d_G - 1,92 \cdot v_f \cdot v_{fd} + 0,941 \cdot v_f \cdot d_G \\ & + 1,188 \cdot v_{fd} \cdot d_G \end{aligned} \quad (4.6)$$

a) Tensão residual média perpendicular (rebolo com ligante vitrificado)



b) Tensão residual média perpendicular (rebolo com ligante resinoide)

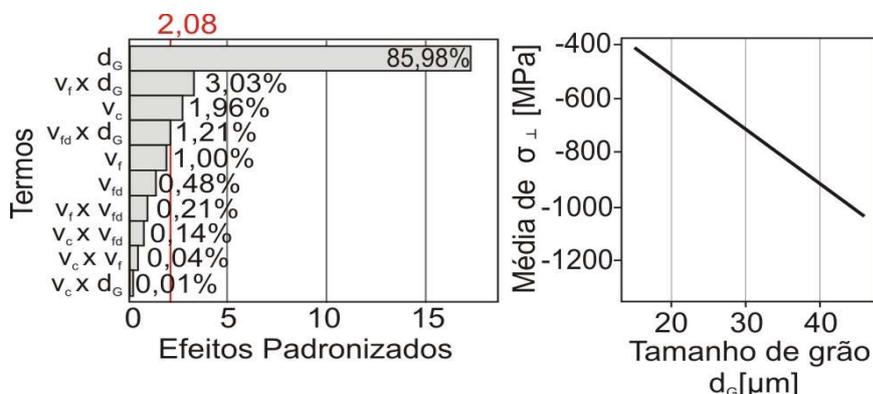


Figura 4.7 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta tensão residual perpendicular σ_{\perp} para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide. Fonte: elaborado pelo autor.

Os modelos quadráticos de regressão obtidos alcançaram coeficientes de determinação ajustados de 36,4% e 91,2% para os rebolos com ligante vitrificado e resinoide, respectivamente, indicando novamente maior estabilidade do contato entre ferramenta e peça no caso do rebolo com ligante resinoide.

Além de possuir maior protrusão, com uma concentração constante de grãos de diamante (razão de massa por volume) na camada abrasiva, o maior tamanho de grão leva a um menor número de arestas ativas, fatores estes que tornam o cavaco por grão mais espesso e intensificam a carga mecânica, o que é comprovado pelo aumento da força por grão na Figura 4.8. Embora apenas uma pequena variação tenha sido observada para a força normal F_{nG} , diferenças significativas foram obtidas para a força tangencial F_{tG} .

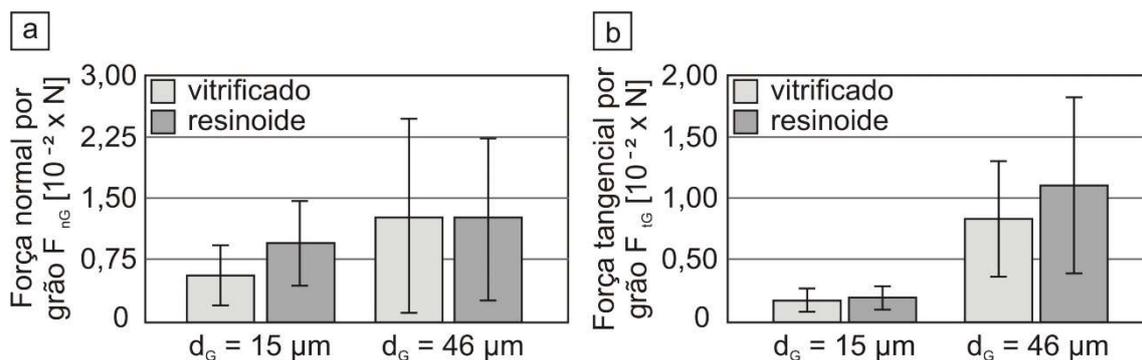


Figura 4.8 – Valores médios das forças (a) normal e (b) tangencial para diferentes tamanhos de grãos. Fonte: elaborado pelo autor

Maiores cargas mecânicas deformam o material e causam fragmentação dos grãos de WC na matriz de Co, na subsuperfície (Figura 4.9), de acordo com o que foi observado em outros trabalhos [8,10]. Com isso, o retorno dos grãos de WC à condição inicial (considerando uma deformação elástica) se torna mais difícil e uma deformação residual permanece no material.

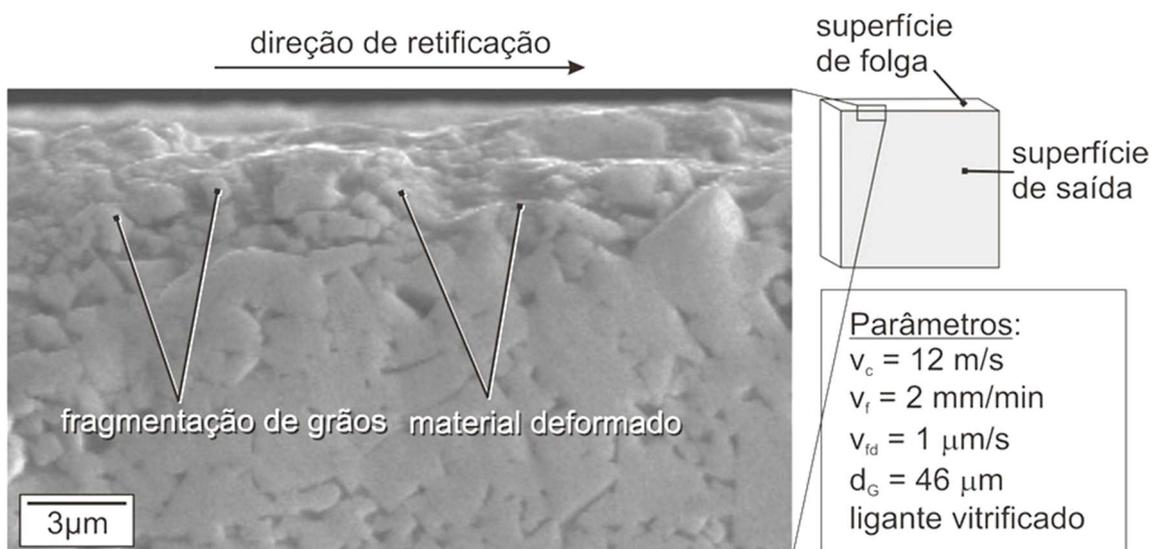


Figura 4.9 – Subsuperfície do inserto. Fonte: elaborado pelo autor

No caso do rebolo com ligante vitrificado, a menor velocidade de corte também contribui para o aumento da espessura de cavaco por grão, levando a uma maior carga mecânica e remoção mais efetiva do cavaco, o que diminui o efeito do atrito e da carga térmica no processo, contribuindo para a indução de tensões residuais mais compressivas.

Conforme mencionado, em comparação ao rebolo com ligante resinoide, o rebolo com ligante vitrificado possui um número reduzido de arestas ativas, o que leva a maiores espessuras de cavaco por grão e, com isso, tensões residuais mais compressivas na superfície. Além disso, devido à maior porosidade, o rebolo com ligante vitrificado possui maior capacidade de transporte de fluido para a região do corte, o que contribui com a redução da temperatura de retificação. Destaca-se, adicionalmente, que o coeficiente de condutividade térmica do ligante vitrificado se encontra entre 20 e 30 W/mK [120] e é 10 vezes maior do que aquele verificado para o ligante resinoide [121], indicando que o calor produzido durante o processo se concentra mais na região de corte quando do uso do rebolo com ligante resinoide, o que justifica os menores valores de tensão residual compressiva medidos.

A partir dos resultados obtidos, verifica-se que para tornar a tensão residual mais compressiva nos insertos de metal duro retificados, é necessária a aplicação da menor velocidade de corte $v_c = 12$ m/s e do maior tamanho de grão $d_G = 46$ μm associados ao uso do rebolo com ligante vitrificado.

4.1.4 Variação da microdureza Knoop (ΔHK)

A microdureza Knoop, mensurada em pontos aleatórios na superfície do inserto, apresentou uma variação dentre os insertos retificados entre 1260 e 1523 kgf/mm^2 (valor médio de 4 medições em 2 lados de cada inserto), indicando que a ponta de diamante Knoop pressionou grãos de carbeto de tungstênio e também o ligante cobalto, gerando uma impressão com comprimento de aproximadamente 60 μm (Figura 4.10).

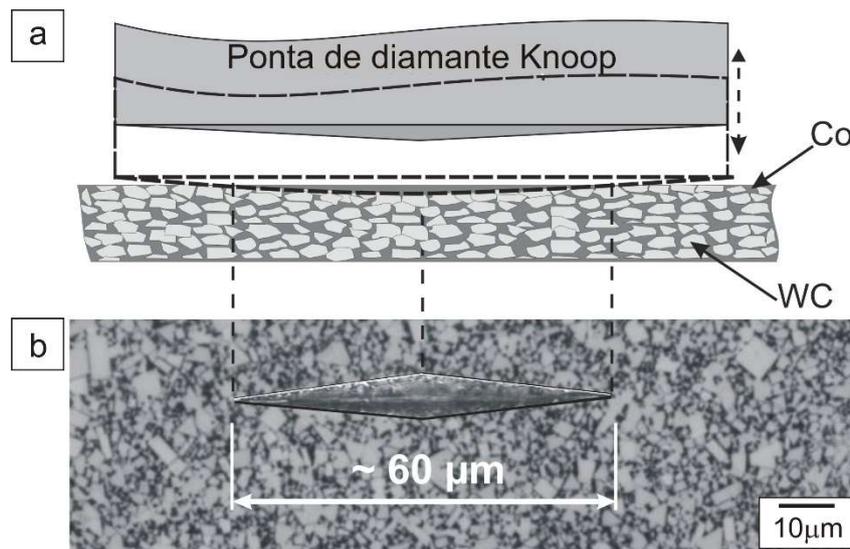


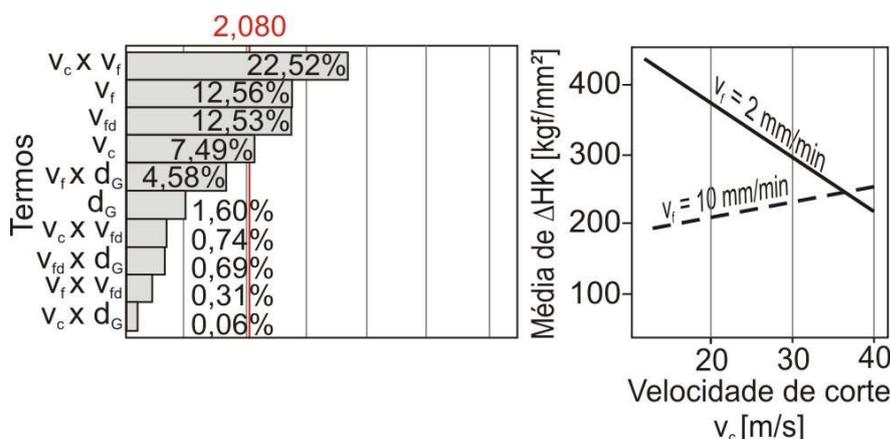
Figura 4.10 – (a) Corte lateral esquemático da medição da microdureza Knoop e (b) exemplo de impressão na superfície do inserto com ataque químico. Fonte: elaborado pelo autor

O resultado da análise de variância para a variação da microdureza Knoop (ΔHK) é apresentado pelos modelos de regressão na Equação (4.7), empregando rebolo com ligante vitrificado, e na Equação (4.8), com uso do rebolo com ligante resinoide e também pelos gráficos de Pareto e de efeitos nas Figuras 4.11a e 4.11b, com uso do rebolo vitrificado e resinoide, respectivamente. Nota-se, em primeiro lugar, que há sempre endurecimento da superfície após a retificação com ambos os tipos de rebolo. Além disso, verifica-se o efeito combinado das velocidades de corte e de avanço como o mais significativo no caso do uso do rebolo com ligante vitrificado, sendo que o uso da menor velocidade de avanço $v_f = 2$ mm/min combinada ao aumento da velocidade de corte de 12 m/s para 40 m/s causou redução clara da variação da dureza, enquanto para a maior velocidade de avanço $v_f = 10$ mm/min, notou-se apenas um leve crescimento de ΔHK com o aumento da velocidade de corte. Diferentemente, após a aplicação do rebolo com ligante resinoide, apenas o tamanho de grão apresentou efeito relevante, seu aumento elevando de forma expressiva a variação de dureza.

$$\begin{aligned} \Delta HK_{\text{vitr}} = & 657 - 8,74 \cdot v_c - 33,2 \cdot v_f - 32,5 \cdot v_{fd} + 1,10 \cdot d_G + 1,266 \cdot v_c \cdot v_f \\ & - 0,435 \cdot v_c \cdot v_{fd} - 0,0134 \cdot v_c \cdot d_G + 0,96 \cdot v_f \cdot v_{fd} - 0,521 \cdot v_f \cdot d_G \\ & + 0,377 \cdot v_{fd} \cdot d_G \end{aligned} \quad (4.7)$$

$$\begin{aligned} \Delta HK_{\text{resin}} = & -309 + 3,19 \cdot v_c + 26,9 \cdot v_f + 35,6 \cdot v_{fd} + 16,81 \cdot d_G - 0,332 \cdot v_c \cdot v_f \\ & + 0,147 \cdot v_c \cdot v_{fd} - 0,1189 \cdot v_c \cdot d_G - 1,77 \cdot v_f \cdot v_{fd} - 0,644 \cdot v_f \cdot d_G \\ & - 1,530 \cdot v_{fd} \cdot d_G \end{aligned} \quad (4.8)$$

a) Variação da microdureza Knoop (rebolo com ligante vitrificado)



b) Variação da microdureza Knoop (rebolo com ligante resinoide)

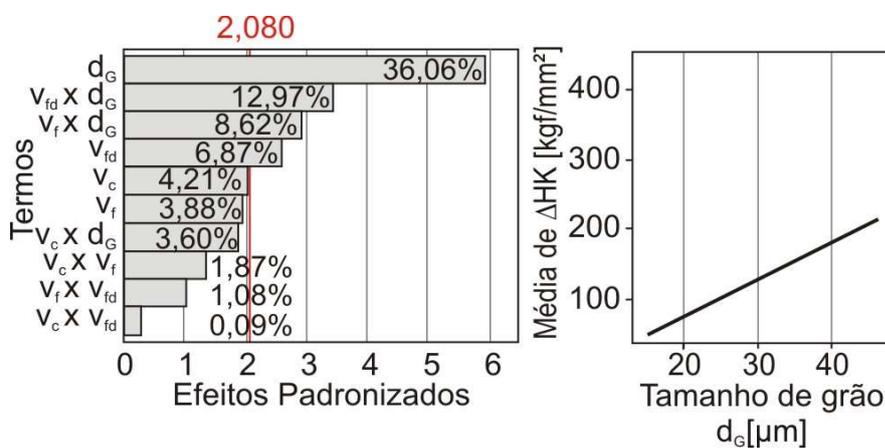


Figura 4.11 – Gráficos de Pareto e efeitos principais das contribuições na resposta variação da microdureza Knoop ΔHK para os rebolos (a) vitrificado e (b) resinoide. Fonte: elaborado pelo autor

O coeficiente de determinação ajustado para o modelo gerado após o uso do rebolo com ligante vitrificado foi de 45,48%, enquanto para o rebolo de ligante resinoide, o coeficiente foi pouco maior que 68%. Este maior valor,

associado à predominância do efeito do tamanho de grão, é reflexo, mais uma vez, do corte mais estável da ferramenta abrasiva com ligante resinoide, a qual possui maior capacidade de retenção dos grãos.

Considerando os resultados de difração de raios-x, que possibilitam a identificação das fases do cobalto na superfície do inserto antes e após a retificação com rebolo de ligante resinoide e tamanho de grão de 46 μm (Figura 4.12), nota-se que o processo de remoção de material não causou variação na frequência de aparecimento das diferentes fases, levando a desprezar a suposição de que a alteração da estrutura cristalina do cobalto de CFC para HC tenha alterado a dureza.

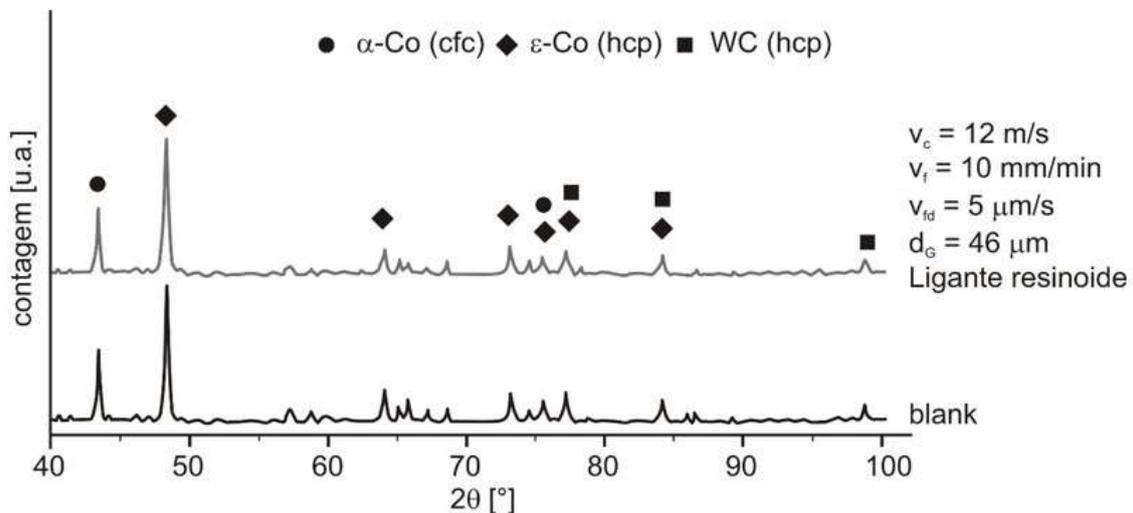


Figura 4.12 – Identificação das fases do material por difração de raios-x para diferentes condições do inserto. Fonte: elaborado pelo autor

Assim, resta a hipótese de que um maior endurecimento da camada superficial do material tenha ocorrido devido à deformação e/ou compactação dos grãos de carbeto de tungstênio, que geraram, similarmente, tensões residuais mais compressivas, como já discutido. Isso justifica o aumento da variação positiva de dureza com o uso de maior tamanho de grão (para o rebolo de ligante resinoide) e do rebolo com ligante vitrificado, já que, em ambas as situações, são verificadas maiores protrusões de grão e menor quantidade de arestas ativas, o que leva a maiores espessuras de cavaco por grão.

Entretanto, apenas esta explicação não elucida o efeito combinado das velocidades de corte e avanço e, neste caso, acredita-se que a temperatura possa ter impactado os resultados obtidos. Embora não tenha sido medida, pode-se afirmar que maiores velocidades de corte levam a uma maior taxa de remoção de material e, conseqüentemente, a maiores temperaturas na interface rebolo-inserto. Tendo em vista a diminuição da dureza com o aquecimento do material, justifica-se o efeito da velocidade de corte para $v_f = 2$ mm/min. De outra forma, a maior velocidade de avanço, apesar de elevar a penetração do grão abrasivo no inserto e, assim, a carga mecânica, tornou o corte mais agressivo e causou maior arrancamento dos grãos de WC e do ligante Co na camada superficial do inserto. Tal fenômeno reduziu a compactação do material, diminuiu a variação positiva de dureza e limitou o efeito da velocidade de corte. A deformação do material e refinamento dos grãos de WC para $v_f = 2$ mm/min (Figuras 4.13a e 4.13b), segundo Jaenson [75] e Masoumi et al. [76], estão relacionados à passagem dos grãos abrasivos que geram deformação plástica nos carbeto de tungstênio e no cobalto, deslocando-os para as margens dos sulcos. Por outro lado, em uma condição mais agressiva, com $v_f = 10$ mm/min, houve arrancamento de WC e Co, o que pode ser observado na Figura 4.13c e 4.13d.

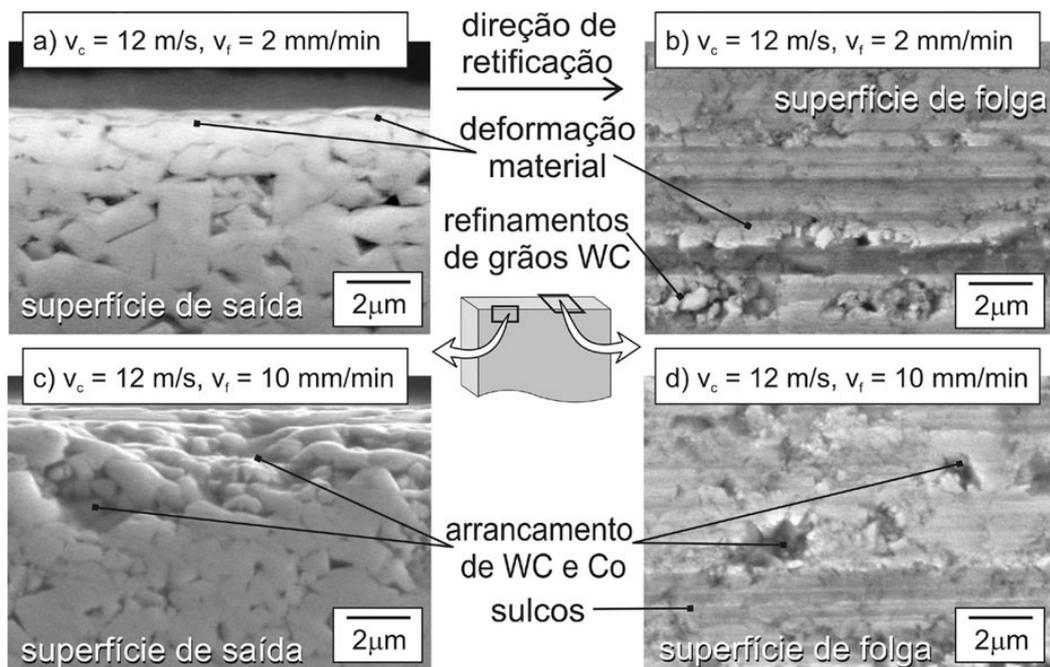


Figura 4.13 – Insertos retificados com $v_c = 12 \text{ m/s}$, rebolo de ligante vitrificado e $d_G = 15 \text{ }\mu\text{m}$, dressado com $v_{fd} = 5 \text{ }\mu\text{m/s}$: (a) subsuperfície e (b), superfície após retificação com $v_f = 2 \text{ mm/min}$; (c) subsuperfície e (d) superfície após retificação com $v_f = 10 \text{ mm/min}$. Fonte: elaborado pelo autor

Comprovando-se que, em geral, fenômenos similares foram responsáveis pelo aumento da variação de dureza e indução de tensões residuais compressivas, a Figura 4.14 apresenta a correlação entre ambas as variáveis de saída, indicando que, no caso investigado, tensões residuais mais compressivas estão associadas a maiores valores de dureza na superfície.

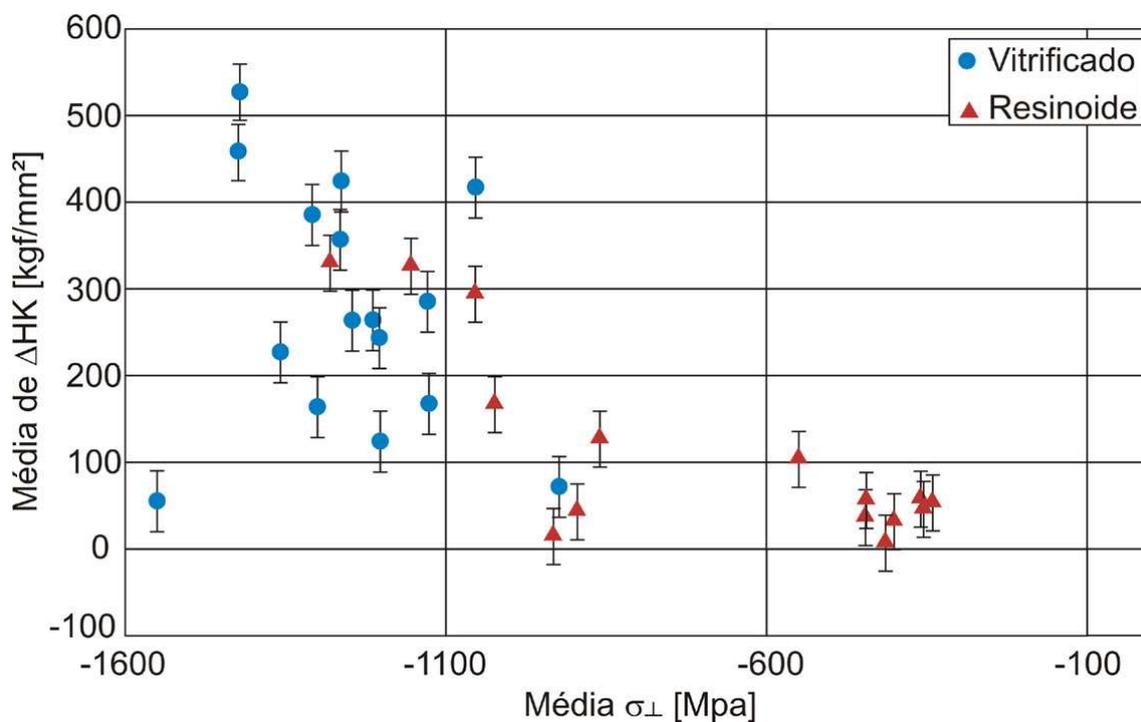


Figura 4.14 – Variação média de ΔHK em função da tensão residual média dos insertos retificados. Fonte: elaborado pelo autor.

Dos resultados apresentados, ΔHK pode ser maximizado a partir do uso de rebolo com ligante vitrificado combinado à menores velocidades de corte (12 m/s) e de avanço (2 mm/min).

4.1.5. Considerações sobre a velocidade de avanço de dressagem (v_{fd})

Como observado, a velocidade de avanço de dressagem não causou efeito significativo sobre as características de integridade superficial (do inserto), o que significa que sua variação (e conseqüente mudança da topografia inicial do rebolo), em comparação às outras variáveis, não foi suficiente para alterar cargas térmicas e mecânicas no metal duro durante a retificação, embora algumas diferenças tenham sido observadas para o rebolo como maior tamanho de grão, conforme mostra a Figura 4.15, que apresenta a altura reduzida de pico da camada abrasiva dos rebolos logo após sua dressagem.

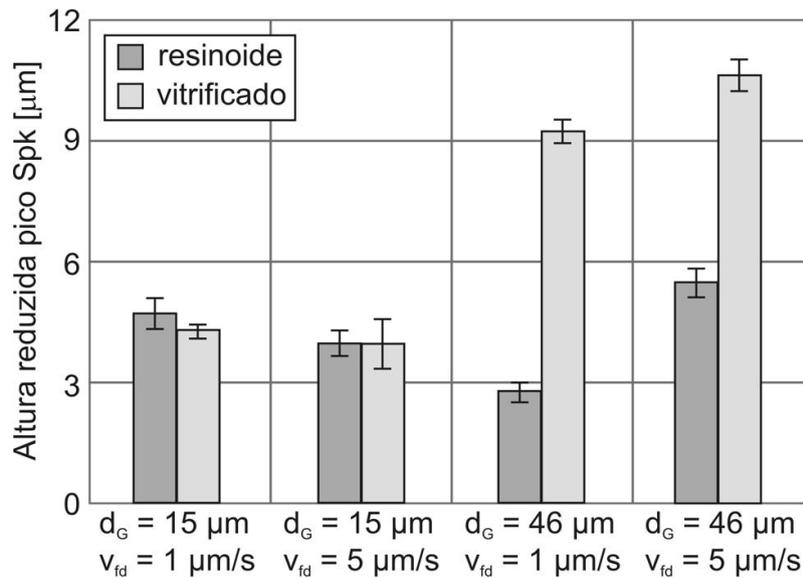


Figura 4.15 – Valores médios da altura reduzida de pico Spk para diferentes tipos de rebolo após dressagem com diferentes velocidades de avanço.
Fonte: elaborado pelo autor.

Para o rebolo com menor tamanho de grão, o aumento da remoção de material do ligante retira uma camada e expõe novos grãos. Com isso, nenhum efeito relevante da velocidade de avanço de dressagem pôde ser verificado sobre a protrusão de grão. No caso do rebolo com maior tamanho de grão, a maior velocidade pode aumentar a exposição dos grãos sem necessariamente removê-los do ligante.

De modo geral, maiores valores de Spk foram verificados para o rebolo com maior tamanho de grão, com contribuição adicional do ligante vitrificado.

4.2 Teste de vida dos insertos em processo de torneamento ortogonal

A partir das análises estatísticas executadas para a obtenção das respostas das variáveis dependentes (R_z , Δr , σ_{\perp} , ΔHK) em função dos parâmetros de retificação, os insertos para a etapa do teste de vida em torneamento de ferro fundido puderam ser determinados.

Verificou-se que um mesmo inserto estava associado à minimização de Rz e de Δr , assim como de σ_{\perp} (considerando-se a direção de compressão) e ΔHK . Similarmente, a maximização de ΔHK estava ligada à de σ_{\perp} (também considerando-se a direção de compressão) e de Rz, mas a maximização de Δr não estava relacionada às outras variáveis de saída. Com isso, decidiu-se por testar três diferentes insertos retificados, conforme informado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Parâmetros de retificação e de caracterização (valores médios e desvios-padrão) dos insertos submetidos a testes de vida. Fonte: elaborado pelo autor

Inserto	Parâmetros	Rz [μm]	Δr [μm]	ΔHK ($HK_{0,5}$)	σ_{\perp} (MPa)
1 (minimizar Rz e Δr)	$v_c = 12$ m/s	0,23 $\pm 0,02$	1,42 $\pm 0,19$	5,94 $\pm 31,88$	-414,65 $\pm 13,22$
	$v_f = 2$ mm/min $v_{fd} = 1$ $\mu\text{m/s}$ $d_G = 15$ μm resinoide				
2 (maximizar σ_{\perp} e ΔHK)	$v_c = 12$ m/s	0,94 $\pm 0,16$	2,46 $\pm 0,41$	524,19 $\pm 181,13$	-1419,50 $\pm 219,34$
	$v_f = 2$ mm/min $v_{fd} = 1$ $\mu\text{m/s}$ $d_G = 46$ μm vitricado				
3 (maximizar Δr)	$v_c = 12$ m/s	0,45 $\pm 0,09$	4,01 $\pm 0,59$	384,09 $\pm 63,17$	-1307,70 $\pm 318,83$
	$v_f = 10$ mm/min $v_{fd} = 1$ $\mu\text{m/s}$ $d_G = 15$ μm vitricado				

A evolução dos testes de vida dos insertos foi acompanhada por imagens das superfícies de folga e de saída (Figura 4.16), tendo destaque o material aderido em todos os insertos a cada passe (volume médio de 0,05 mm³ de ferro fundido), que serviu como uma camada protetora, evitando, assim, o aparecimento do desgaste de flanco, conforme também identificado por Tooptong, Park, e Kwon na usinagem desse material [93]. Segundo Guesser [96], a carga térmica produzida por velocidades de corte elevadas (450 m/min)

gera aderência do ferro fundido na aresta, visto que flui sobre ela continuamente uma nova superfície do cavaco quimicamente ativa e livre de óxidos protetores. A análise de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) realizada no material aderido (Figura 4.17) mostra os altos teores de Fe e C, comprovando o fenômeno. A presença de W e Co é referente ao inserto.

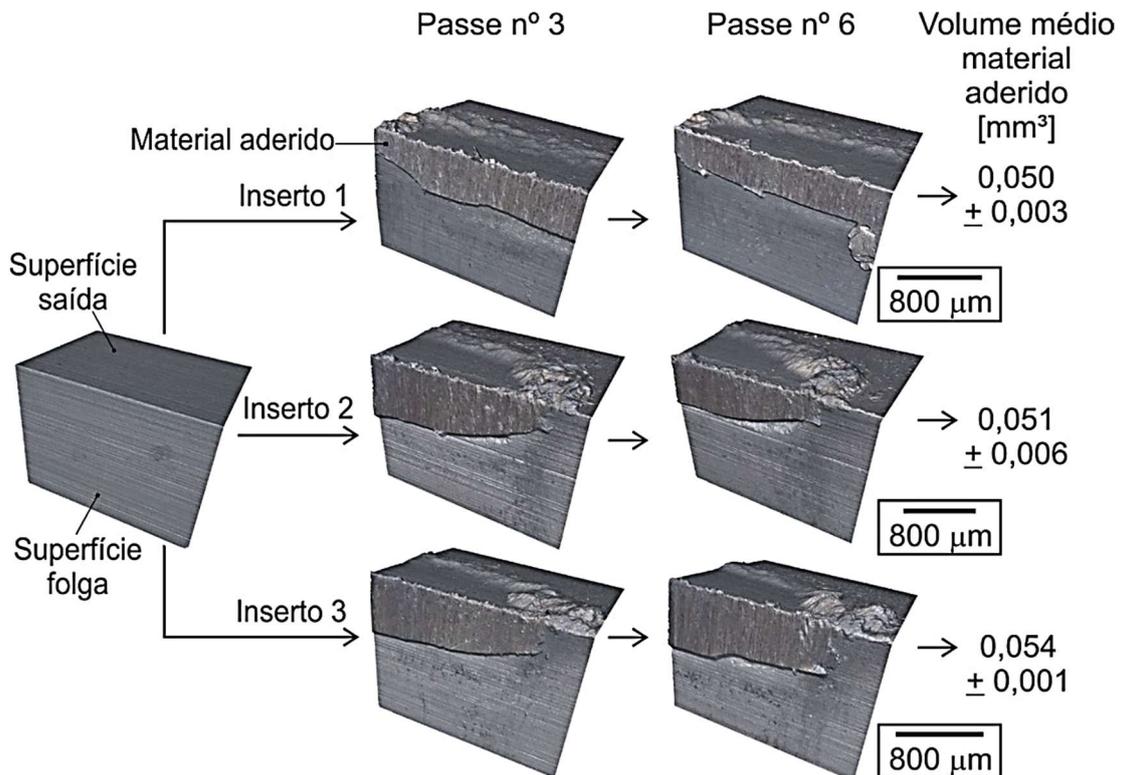


Figura 4.16 – Arestas de corte (esquerda) e volume médio e desvio padrão de material aderido (à direita). Fonte: elaborado pelo autor

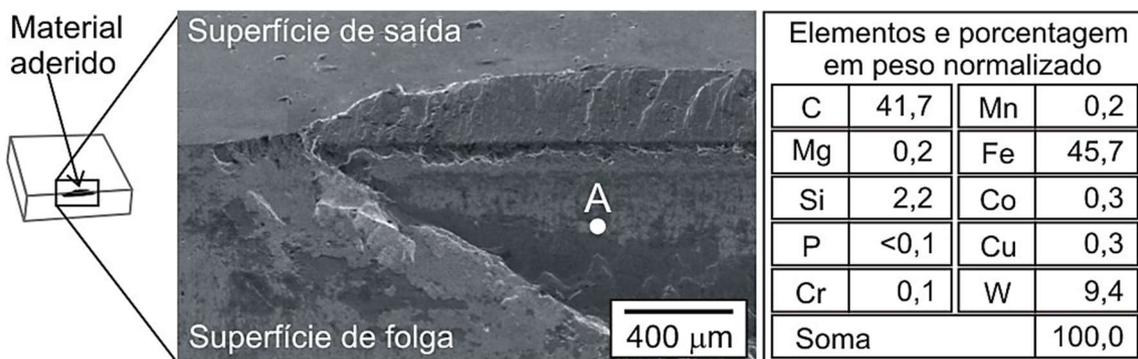


Figura 4.17 – Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) do material aderido (ponto A). Fonte: elaborado pelo autor

Assim, verificou-se em todos os insertos a ocorrência de trincas como fator determinante para o fim de vida da ferramenta. Uma hipótese para tal fato corresponde à alta carga mecânica devido ao elevado valor do avanço (0,7 mm/volta), além do impacto do cavaco sobre a superfície de saída do inserto, o que cria uma tensão de tração e favorece a propagação da trinca (Figura 4.18). De outra forma, considerando que, a nodularidade do ferro fundido é de 95% (conforme apresentado no item 3.2.1) e a possibilidade da existência de corte intermitente pelas alternâncias entre grafita e ferrita e perlita no torneamento [97], a formação das trincas pode estar relacionada à ocorrência de fadiga mecânica.

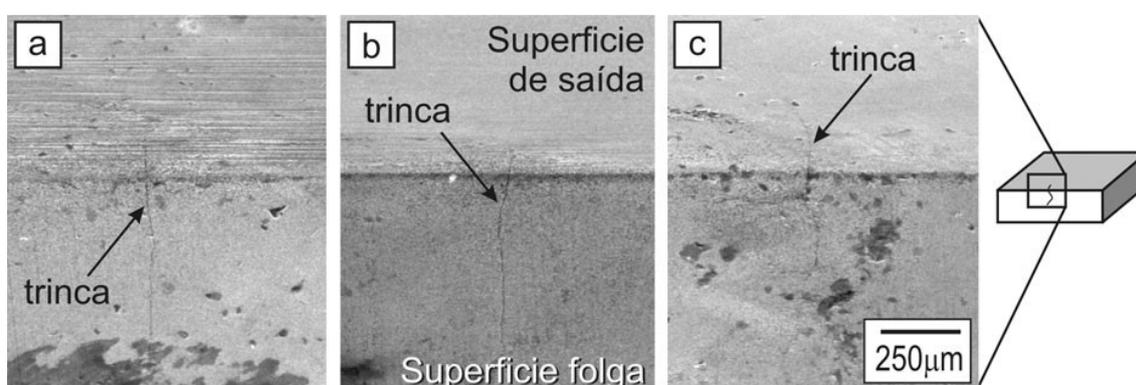


Figura 4.18 – MEV das arestas de corte dos insertos (a) 1, (b) 2 (c) e 3.

Fonte: elaborado pelo autor

A Figura 4.19a mostra uma ampliação da trinca percorrendo os grãos de carbeto de tungstênio a partir da superfície de saída, em uma região próxima à de material aderido. Em detalhe, a Figura 4.19b, sugere que a fratura ocorreu predominantemente de forma intergranular, ou seja, entre os grãos de WC, sendo este percurso mais favorável do que um que tivesse se formado apenas pela ruptura dos grãos de WC [88]. Como demonstrado por Lea e Roebuck [87], a trinca se propaga através da interface WC/WC em 50% dos casos, o que é explicado pela existência de uma monocamada de ligante Co. Ressalta-se, entretanto, que, aparentemente, alguns grãos de WC também se romperam durante a propagação da trinca, o que poderia ser verificado com uma análise mais detalhada por MEV da superfície da trinca.

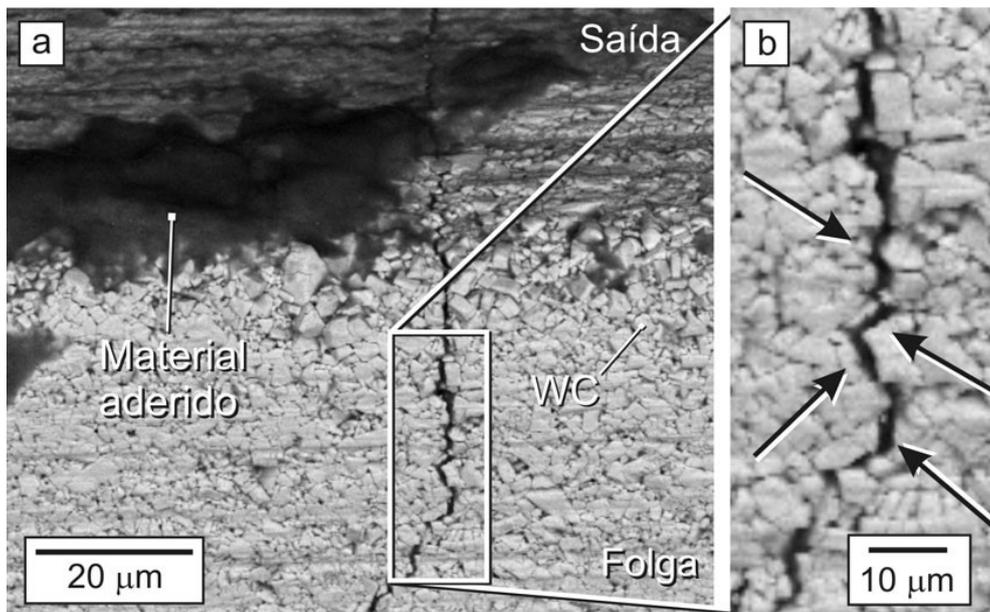


Figura 4.19 – (a) Imagem de MEV em modo de elétrons retroespalhados e (b) detalhe do percurso de propagação da trinca. Fonte: elaborado pelo autor

As tensões residuais compressivas medidas no WC tendem a dificultar a propagação das trincas tanto trans- quanto intergranulares. Adicionalmente, o refinamento e a compactação dos grãos de WC, que resultaram em aumento da dureza superficial, reduzem o caminho livre no ligante de Co, também inibindo o avanço da trinca. Tais fenômenos justificam o fato de o inserto com maior valor de tensão residual compressiva e dureza superficial (inserto 2) ter apresentado maior vida, tendo sido a trinca formada após, em média, 13 passes (remoção de 26338 mm³ de material). Os insertos 1 e 3, com menores valores de rugosidade máxima da superfície de folga e de aresta e com maior valor de rugosidade de aresta, respectivamente, tiveram avaria verificada após, em média, o sexto passe (remoção de 12156 mm³ de material), não tendo essas características apresentado efeito significativo para a propagação da trinca que interrompeu os ensaios. A Figura 4.20 apresenta os valores médios e desvios-padrão do número de passes dado por cada inserto até o fim de vida.

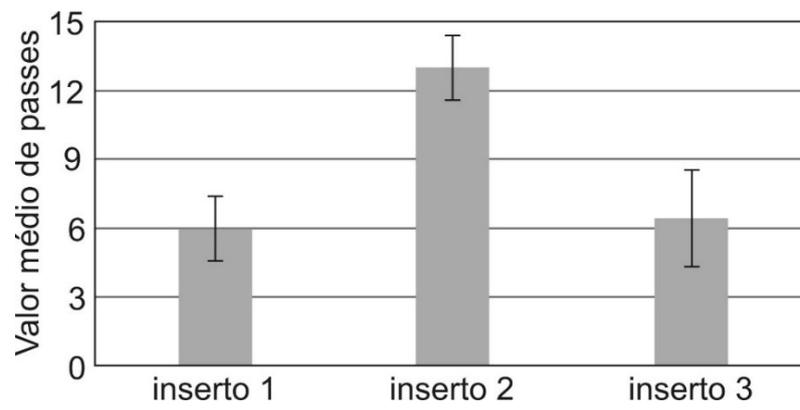


Figura 4.20 – Valor médio de passes por inserto até o fim de vida. Fonte: elaborado pelo autor

5 CONCLUSÕES

Esse trabalho apresentou a proposta de variar os parâmetros da retificação dos insertos de carbeto de tungstênio e cobalto em prol do prolongamento da vida dessa ferramenta. A partir dos resultados obtidos, são apresentadas as seguintes conclusões:

- Em comparação aos rebolos com ligante vitrificado, rebolos com ligante resinoide promovem um corte mais homogêneo, devido à manutenção de uma camada abrasiva estável, associada à sua maior capacidade de retenção dos grãos.
- A condição inicial do rebolo, influenciada pela dressagem, não apresentou efeito sobre a integridade superficial do inserto, entendendo-se que a topografia gerada entrou rapidamente em regime após o início do processo (de retificação).
- Menores valores de rugosidade máxima R_z e rugosidade de aresta Δr podem ser obtidos pelo uso do rebolo com ligante resinoide e menor tamanho de grão (D15), características que favorecem a estabilidade do processo de retificação em termos do contato entre ferramenta e peça e contribuem para a formação de sulcos mais rasos, sendo que uma menor quantidade de material é removida por grão.
- Todas as condições testadas levaram a tensões residuais σ_{\perp} compressivas, mas valores de maior magnitude foram obtidos com o uso do rebolo com ligante vitrificado combinado a um maior tamanho de grão (D46) e menor velocidade de corte (12 m/s), fatores que levaram ao aumento da deformação superficial do inserto e diminuição da temperatura (na retificação) em comparação à aplicação do rebolo com ligante resinoide.
- Todos os insertos apresentaram variação de dureza ΔHK positiva na superfície após a retificação, mas a maior delas se deu com a aplicação do rebolo com ligante vitrificado, menor velocidade de avanço (2 mm/min) e de corte (12 m/s), o que está ligado à maior

carga mecânica proporcionada pela maior espessura de cavaco por grão e ausência de arrancamento dos grãos de WC e do Co.

- Nos testes de torneamento ortogonal, verificou-se que a adesão do material da peça sobre a ferramenta criou uma camada protetora na aresta, evitando o desgaste por abrasão, em todas as condições testadas.
- Devido à elevada carga mecânica causada pelo alto valor de avanço (0,7 mm/volta) formaram trincas por esforço mecânico, foi fator determinante para o fim de vida da ferramenta nos testes de torneamento. Com isso, o inserto com maiores valores de tensão residual compressiva e dureza exibiu maior vida, tendo a trinca se iniciado e propagado após a remoção de 26338 mm³ de material, aproximadamente o dobro do que foi apresentado para o inserto com menor rugosidade da superfície de folga e de aresta.
- O inserto com melhor desempenho nos testes de torneamento foi o retificado com os seguintes parâmetros: $v_c = 12$ m/s, $v_f = 2$ mm/min, $v_{fd} = 1$ μ m/s, $d_G = 46$ μ m, ligante vitrificado.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir do conhecimento gerado neste trabalho, são feitas recomendações para a continuidade da pesquisa:

- Avaliar a temperatura de retificação dos insertos, de maneira a se compreender as possíveis transformações de fase e alteração das propriedades mecânicas.
- Estudar a influência do processo de retificação sobre o desempenho de insertos preparados com raio de ponta, tendo em vista a cinemática diferenciada da operação e a aplicação dos insertos em torneamento longitudinal.
- Realizar novos estudos da variação da dureza com outros níveis dos parâmetros de corte e buscar correlações.
- Investigar a espessura de cavaco real e comparar com os valores estimados teóricos na retificação plana transversal de mergulho.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ORTNER, H. M.; ETTMAYER P.; KOLASKA, H. The history of the technological progress of hardmetals. **International Journal of Refractory Metal and Hard Materials**, v. 44, p. 148–159, 2014. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.07.014>
- [2] van den BERG, H. Hardmetals: trends in development and application. **Powder Metallurgy**, v. 50, n. 1, p. 7–10, 2007. <https://doi.org/10.1179/174329007X186822>
- [3] PRAKASH, L. Fundamentals and General Applications of Hardmetals. In: Sarin, V.K., Mari, D.; Llanes, L. (ed.) **Comprehensive Hard Materials**. 1. ed. Waltham: Elsevier, 2014, vol. 1, cap. 1, p. 29-90.
- [4] GARCÍA, J.; CIPRÉS, V.C.; BLOMQUIST, A.; KAPLAN, B. Cemented carbide microstructures: a review. **International Journal of Refractory Metal and Hard Materials**, v. 80, p. 40–68, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004>
- [5] FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1970, 751 p.
- [6] MACHADO, A. R.; ABRÃO, A.M.; COELHO, R.T.; SILVA, M.B. **Teoria da Usinagem dos Materiais** 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2009, 371 p.
- [7] MALKIN, S.; GUO, C. **Grinding Technology: Theory and Applications of Machining with Abrasives**. 2. ed. Nova Iorque: Industrial Press, 2008, 368 p.
- [8] HEGEMAN, J. B. J. W.; HOSSON, J. T. M. De; WITH, G. De. Grinding of WC – Co hardmetals. **Wear**, v. 248, n. 1-2, p. 187–196, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00561-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00561-5)
- [9] YIN, L.; SPOWAGE, A.C.; RAMESH; K.; HUANG, H.; PICKERING, J.P.; VANCOILLE, E.Y.J. Influence of microstructure on ultraprecision grinding of cemented carbides. **International Journal of Machine Tools and**

- Manufacture**, v. 44, n. 5, p. 533–543, 2004.
<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2003.10.022>
- [10] YANG, J.; ODÉN, M.; JOHANSSON-JÖESAAR, M.P.; LLANES, L. Grinding effects on surface integrity and mechanical strength of WC-Co cemented carbides. **Procedia CIRP**, v. 13, p. 257–263, 2014.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2014.04.044>
- [11] **Scopus**. Disponível em: <https://www.scopus.com>. Acesso em: 15 jan. 2021
- [12] **Science Direct**. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com>. Acesso em: 15 jan. 2021
- [13] **Web of Science**. Disponível em: <http://www.webofknowledge.com>. Acesso em: 15 jan. 2021.
- [14] **Springer**. Disponível em: <http://www.springer.com>. Acesso em: 15 jan. 2021
- [15] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 513**: Classificação e aplicação de metais duros para a usinagem com arestas de corte definidas — Designação dos grupos principais e grupos de aplicação. Rio de Janeiro: ABNT, 2013, 10 p.
- [16] DINIZ, A. E.; MARCONDES, F.C; COPPINI, N.L. **Tecnologia da usinagem dos Materiais**. 9. ed. São Paulo: Artliber, 2014, 242 p.
- [17] UPADHYAYA, G. S. **Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties, and Testing**. 1. ed. 1998. Westwood: Noyes Publications, 1998, 403 p.
- [18] EXNER, H. E. Physical and chemical nature of cemented carbides. **International Metals Reviews**, v.24. n. 1, p. 149–173, 1979.
<https://doi.org/10.1179/imtr.1979.24.1.149>
- [19] CERATIZIT. Disponível em: <https://www.ceratizit.com>. Acesso em: 24 março 2021

- [20] KOOPMAN, M.; FANG, Z. Z.; WANG, X.; MEHROTRA, P. K. Properties and selection of cemented carbides. In: SAMAL, P.; NEWKIRK, J. (ed.) **ASM Metals Handbook: Powder Metallurgy**. 1. ed. Novelty: ASM International, 2015, v. 7, p. 705–710. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v07.a0006064>
- [21] ROSKILL. **Tungsten: Outlook to 2028, 13th Edition**. Londres: Roskill, 2019, 269 p. Disponível em <https://roskill.com>. Acesso em 24 março 2019.
- [22] STEPHENSON, DAVID A.; AGAPIOU, J. S. **Metal Cutting Theory and Practice**. 3. ed. Boca Raton: CRC Press, 2016, 931 p.
- [23] TRENT, E.M.; WRIGHT, P. K. **Metal cutting**. 4. ed. Woburn: Butterworth–Heinemann, 2000, 446 p.
- [24] TOENSHOFF, H. K.; DENKENA, B. **Basics of Cutting and Abrasive Processes**. 1. ed. Berlim: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2013, 399 p.
- [25] TECHNAVIO. **Global cutting tool inserts market by product type**. Disponível em: <http://www.technavio.com> Acesso em 24 março 2019.
- [26] TÖNSHOFF, H. K.; FRIEMUTH, T.; HESSEL, D. Process Strategies for Grinding of Advanced Ceramic Cutting Tools. In: HEINRICH, J.G.; ALDINGER, F. (ed.) **Ceramic Materials and Components for Engines**, 1. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2001, cap. 4, p. 411–416. <https://doi.org/10.1002/9783527612765.ch68>
- [27] KLOCKE, F. **Manufacturing Process 2: Grinding, Honing, Lapping**. 1. ed. Berlim: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009, 433 p.
- [28] ROWE, W. B. **Principles of Modern Grinding Technology**. 1. ed. Burlington: William Andrew, 2009, 416 p.
- [29] MARINESCU, I. D.; HITCHINER, M.; UHLMANN, E.; ROWE, W.B.; INASAKI, I. **Handbook of Machining with grinding wheel**. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2007, 596 p.
- [30] SALMON, S. C. **Modern Grinding Process Technology**. Nova Iorque: McGraw-Hill, 1992, 225 p.

- [31] LINKE, B. Dressing process model for vitrified bonded grinding wheels. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 57, n. 1, p. 345–348, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2008.03.083>
- [32] KLOCKE, F.; THIERMANN, J.; MATTFELD, P. Influence of the dressing process on grinding wheel wear. **Production Engineering – Research Development**, v. 9, p. 563–568, 2015. <https://doi.org/10.1007/s11740-015-0606-y>
- [33] PALMER, J.; GHADBEIGI, H.; NOVOVIC, D.; CURTIS, D. An experimental study of the effects of dressing parameters on the topography of grinding wheels during roller dressing. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 31, p. 348–355, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.11.025>
- [34] BIERMANN, D.; WÜRZ, E. A study of grinding silicon nitride and cemented carbide materials with diamond grinding wheels. **Production Engineering – Research and Development**, v. 3, p. 411–416, 2009. <https://doi.org/10.1007/s11740-009-0183-z>
- [35] KLOCKE, F.; WIRTZ, C.; MUELLER, S.; MATTFELD, P. Analysis of the Material Behavior of Cemented Carbides (WC-Co) in Grinding by Single Grain Cutting Tests. **Procedia CIRP**, v. 46, p. 209–213, 2016. <http://doi.org/10.1016/j.procir.2016.03.209>
- [36] BIFANO, TG DOW, T.; SCATTERGOOD, R. Ductile-regime Grinding - A new technology for machining brittle materials. **ASME. Journal of Engineering for Industry**, v. 113, n. 2, p. 184–189, 1991. <https://doi.org/10.1115/1.2899676>
- [37] BANDYOPADHYAY, B. P.; OHMORI, H. The effect of ELID grinding on the flexural strength of silicon nitride. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 39, n. 5, p. 839–853, 1999. [https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(98\)00038-8](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(98)00038-8)
- [38] INASAKI, I. Grinding of Hard and Brittle Materials. **CIRP Annals**, v. 36, n. 2, p. 463–471, 1987. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60748-3](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60748-3)

- [39] EDA, H. Ductile Grinding of Ceramics: Machine Tool and Process. In: MARINESCU, I. D.(ed.) **Handbook of Advanced Ceramics Machining**. 1. ed. Boca Raton: CRC Press, 2006, cap. 1, p. 1-28.
- [40] ZELWER, O.; MALKIN, S. Grinding of WC-Co Cemented Carbides. **ASME Journal of Engineering for Industry**, v. 102, n.3, p. 209–220, 1980. <https://doi.org/10.1115/1.3183856>
- [41] LARSEN-BASSE, J. Binder extrusion in sliding wear of WC-Co alloys. **Wear**, v. 105, n. 3, p. 247–256, 1985. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(85\)90071-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(85)90071-7)
- [42] WIRTZ, CHRISTIAN; MUELLER, S.; MATTFELD, P.; KLOCKE, F. A Discussion on material removal mechanisms in grinding of cemented carbides. **ASME Journal of Manufacturing Science and Engineering**, v. 139, n. 12, 2017. <https://doi.org/10.1115/1.4036995>
- [43] YANG, J.; ROA, J.J.; SCHWIND, M.; ODÉN, M.; JOHANSSON-JÖESAAR, M.P.; LLANES, J.E. Thermally Induced Surface Integrity Changes of Ground WC-Co Hardmetals. **Procedia CIRP**, v. 45, p. 91–94, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.02.092>
- [44] RETTENMAYR, M.; EXNER, H. E.; MADER, W. Electron microscopy of binder phase deformation in WC-Co alloys. **Materials Science and Technology**, v. 4, n. 11, p. 984–990, 1988. <https://doi.org/10.1179/mst.1988.4.11.984>
- [45] SARIN, V. K.; JOHANNESSON, T. On the Deformation of WC–Co Cemented Carbides. **Metal Science**, v. 9, n. 1, p. 472–476, 1975. <https://doi.org/10.1179/030634575790444531>
- [46] YANG, J.; ROA, J.J.; SCHWIND, M.; ODÉN, M.; JOHANSSON-JÖESAAR, M.P.; LLANES, J.E. Grinding-induced metallurgical alterations in the binder phase of WC-Co cemented carbides. **Materials Characterization**, v. 134, p. 302–310, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.11.004>

- [47] ZUÑEGA, J. C. P. et al. Scratch testing of WC/Co hardmetals. **Tribology Int.**, v. 54, p. 77–86, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2012.02.027>
- [48] GUO, B.; ZHAO, Q.; JACKSON, M. J. Precision grinding of binderless ultrafine tungsten carbide (WC) microstructured surfaces. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 64, p. 727–735, 2013. <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4068-5>
- [49] HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017, 388 p.
- [50] SCOTT, W.; BAUL, R. M. Identification of grinding wheel wear using random process analysis. **Wear**, v. 39, n. 2, p. 361–375, 1976. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(76\)90061-2](https://doi.org/10.1016/0043-1648(76)90061-2)
- [51] TSUWA, H. An Investigation of Grinding Wheel Cutting Edges. **ASME Journal of Engineering for Industry**, v. 86, n. 4, p. 371-382, 1964. <https://doi.org/10.1115/1.3670568>
- [52] MALKIN, S.; COOK, N. H. The Wear of Grinding Wheels - Part 1 - Attitious Wear. **ASME Journal of Engineering for Industry**, v. 93, n. 4, p. 1120–1128, 1971. <https://doi.org/10.1115/1.3428051>
- [53] BUTTERY, T. C.; STATHAM, A.; PERCIVAL, J.B.; HAMED, M.S. Some effects of dressing on grinding performance. **Wear**, v. 55, n. 2, p. 195–219, 1979. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(79\)90153-4](https://doi.org/10.1016/0043-1648(79)90153-4)
- [54] DAI, J.; SU, H.; HU, H.; YU, T.; ZHOU, W.; DING, W.; JI, S.; ZHENG, Y. The influence of grain geometry and wear conditions on the material removal mechanism in silicon carbide grinding with single grain. **Ceramics International**, v. 43, n. 15, p. 11973–11980, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.06.047>
- [55] CHEN, X.; ROWE, W.B.; MILLS, B.; ALLANSON, D.R. Analysis and simulation of the grinding process. Part IV: effects of wheel wear. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 38, n. 1–2, p. 41–49, 1998. [https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(97\)00041-2](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(97)00041-2)

- [56] WINTER, M. **Eco-efficiency of Grinding Processes and Systems**. 1. ed. Cham: Springer International Publishing, 2016, 227 p.
- [57] WIRTZ, C.; DEHMER, A.; TRAUTH, D.; MATTFELD, P.; KLOCKE, F. Analysis of the grinding wheel wear in dependency of the cemented carbide specification. **International of Journal Advanced Manufacturing Technology**, v. 99, p. 747–754, 2018. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2362-6>
- [58] ASTAKHOV, V.P. Surface Integrity – Definition and importance in functional performance. In: DAVIM, J. P. (ed.) **Surface integrity in machining**. 1. ed. Londres: Springer-Verlag, 2010, cap. 1, p. 1-35.
- [59] SHAW, M. **Principles of Abrasive Processing**. 1. ed. Oxford: Clarendon Press, 1996, 565 p.
- [60] GRIFFITHS, B. **Manufacturing Surface Technology: Surface Integrity and Functional Performance**. 1. ed. Londres: Penton Press, 2001, 237 p.
- [61] BHOWMIK, S.; NAIK, R. Selection of Abrasive Materials for Manufacturing Grinding Wheels. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 1, p. 2860–2864, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.01.077>.
- [62] BEJU, L. D.; DAN BRINDASU, P.; VULC, S. Grinding tungsten carbide used for manufacturing gun drills. **Journal of Mechanical Engineering**, v. 61, n. 10, p. 571–582, 2015. <https://doi.org/10.5545/sv-jme.2015.2594>
- [63] ANDREAS, K.; ENGEL, U.; MERKLEIN, M. Influence of Grinding on the Surface Properties of Cemented Carbides. **Key Engineering Materials**, v. 504–506, p. 1353–1358, 2012. <https://doi.org/10.0.15.188/www.scientific.net/KEM.504-506.1353>
- [64] HE, Z. J.; LIANG, X. K. Precision Vertical Grinding of Cemented Tungsten Carbide Using CBN Wheels. **Applied Mechanics and Materials**, v. 303–306, p. 2481–2484, 2013. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.303-306.2481>

- [65] ZABORSKI, S.; LUNARSKA, E. Factors affecting the surface quality of the ground WC-Co alloy. **Materials Science**, v. 43, n. 2, p. 275–281, 2007. <https://doi.org/10.1007/s11003-007-0031-2>
- [66] DENKENA, B.; KÖHLER, J.; VENTURA, C. E. H. Customized cutting edge preparation by means of grinding. **Precision Engineering**, v. 37, n. 3, p. 590–598, 2013. <http://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2013.01.004>
- [67] DENKENA, B.; KÖHLER, J.; BREIDENSTEIN, B.; ABRÃO, A.M.; VENTURA, C.E.H. Influence of the cutting edge preparation method on characteristics and performance of PVD coated carbide inserts in hard turning. **Surface and Coatings Technology**, v. 254, p. 447–454, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.07.003>
- [68] DENKENA, B.; KÖHLER, J.; VENTURA, C. E. H. Grinding of PCBN cutting inserts. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 42, p. 91–96, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.08.007>
- [69] VENTURA, C. E. H.; DENKENA, B.; KÖHLER, J. Cutting edge preparation of PCBN inserts by means of grinding and its application in hard turning. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 6, n.4, p. 246–253, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2013.07.005>
- [70] KLOCKE, F.; DAMBON, O.; BLETEK, T.; HÖCHE, T.; NAUMANN, F.; HUTZLER, T. Surface Integrity in Ultra-Precision Grinding of Transparent Ceramics. **Procedia CIRP**, v. 71, p. 177–180, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.05.093>
- [71] CULLITY, B. D. **Elements of X-Ray diffraction**. 1. ed. Reading: Addison-Wesley, 1956, 514 p.
- [72] PAN, A.; GREENE, J. E. Residual compressive stress in sputter-deposited TiC films on steel substrates. **Thin Solid Films**, v. 78, n. 1, p. 25–34, 1981. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(81\)90414-4](https://doi.org/10.1016/0040-6090(81)90414-4)
- [73] WANG, T. G.; LIU, Y.; WANG, Q.; GONG, J.; SUN, C.; KIM, K.H. Influence of residual stress on the adhesive behavior of detonation gun sprayed WC-

- Co coatings. **Current Applied Physics**, v. 12, n. SUPPL. 2, p. S59–S62, 2012. <http://doi.org/10.1016/j.cap.2012.02.019>
- [74] WANG, T. G.; ZHAO, S.; HUA, W.H.; LI, J.; GONG, J.; SUN, C. Estimation of residual stress and its effects on the mechanical properties of detonation gun sprayed WC-Co coatings. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 3, p. 454–461, 2010. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.10.009>
- [75] JAENSSON, B. O. Residual stresses and stress-strain behaviour of the WC-Co composite material. **Materials Science and Engineering**, v. 8, n. 1, p. 41–53, 1971. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(71\)90041-3](https://doi.org/10.1016/0025-5416(71)90041-3)
- [76] MASOUMI, H.; SAFAVI, S.M.; SALEHI, M.; NAHVI, S.M. Effect of grinding on the residual stress and adhesion strength of HVOF thermally sprayed WC-10Co-4Cr Coating. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, n. 9, p. 1139–1151, 2014. <https://doi.org/10.1080/10426914.2014.930893>
- [77] GLADKIKH, L. I.; SVERDLOVA, B. M.; FUKS, M. Y. Residual stresses in surface layers of carbide tool tips after diamond grinding. **Materials Science**, v. 4, n. 6, p. 697–702, 1972. <https://doi.org/10.1007/BF00721676>
- [78] BONNY, K.; BAETS, P. De; QUINTELIER, J.; VLEUGELS, J.; JIANG, D.; VAN DER BIEST, O.; LAUWERS, B.; LIU, W. Surface finishing: Impact on tribological characteristics of WC-Co hardmetals. **Tribology International**, v. 43, n. 1–2, p. 40–54, 2010. <http://doi.org/10.1016/j.triboint.2009.04.029>
- [79] MERKLEIN, M.; ANDREAS, K.; ENGEL, U. Influence of machining process on residual stresses in the surface of cemented carbides. **Procedia Engineering**, v. 19, p. 252–257, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.11.108>
- [80] YANG, J.; ODÉN, M.; JOHANSSON-JÖESAAR, M.P.; ESTEVE, J.; LLANES, L. Mechanical strength of ground WC-Co cemented carbides after coating deposition. **Materials Science and Engineering A**, v. 689, p. 72–77, 2017. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.034>

- [81] TAKEYAMA, H.; IJIMA, N.; UNO, K. Surface Integrity of Cemented Carbide Tool and Its Brittle Fracture. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 31, n. 1, p. 59–63, 1982. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63269-7](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63269-7)
- [82] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO 3685**: Ensaio de vida da ferramenta de ponta única para torneamento. Rio de Janeiro: ABNT, 2017, 61 p.
- [83] ALTINTAS, Y. **Manufacturing automation**. 2. ed. Nova Iorque: Cambridge University Press, 2012, 366 p.
- [84] MACHADO, A. R.; WALLBANK, J. The Effects of a High-Pressure Coolant Jet on Machining. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 208, n. 1, p. 29–38, 1994. https://doi.org/10.1243/PIME_PROC_1994_208_057_02
- [85] GHANI, J. A.; HARON, C.H.C.; HAMDAN, S.H.; SAID, A.Y.M.; TOMADI, S.H. Failure mode analysis of carbide cutting tools used for machining titanium alloy. **Ceramics International**, v. 39, n. 4, p. 4449–4456, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2012.11.038>
- [86] KAGNAYA, T.; BOHER, C.; LAMBERT, L.; LAZARD, M.; CUTARD, T. Microstructural analysis of wear micromechanisms of WC-6Co cutting tools during high speed dry machining. **International Journal of Refractory Metal and Hard Materials**, v. 42, p. 151–162, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.08.017>
- [87] LEA, C.; ROEBUCK, B. Fracture topography of WC-Co hardmetals. **Metal Science**, v. 15, n. 6, p. 262–266, 1981. <https://doi.org/10.1179/msc.1981.15.6.262>
- [88] SHARMA, N.K.; WARD, I.D.; FRASER, H.L.; WILLIAMS, W.S. STEM Analysis of grain boundaries in cemented carbides, **Journal of American Ceramic Society**, v. 63; n. 3-4, p. 194-196, 1980. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1980.tb10690.x>

- [89] ALMOND, E. A. Deformation characteristics and mechanical properties of hardmetals. In: VISWANADHAM R.K., ROWCLIFFE D.J., GURLAND J. (eds) **Science Hard Materials**. 1. ed. Nova Iorque: Plenum Press, 1983, p. 517–561. https://doi.org/10.1007/978-1-4684-4319-6_29
- [90] BOING, D.; DE OLIVEIRA, A. J.; SCHROETER, R. B. Limiting conditions for application of PVD (TiAlN) and CVD (TiCN/Al₂O₃/TiN) coated cemented carbide grades in the turning of hardened steels. **Wear**, v. 416–417, p. 54–61, n. 15, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.10.007>
- [91] M'SAOUBI, R.; JOHANSSON, M. P.; ANDERSSON, J. M. Wear mechanisms of PVD-coated PCBN cutting tools. **Wear**, v. 302, n. 1–2, p. 1219–1229, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.074>
- [92] SARJANA, S. S.; BENCHEIKH, I.; NOUARI, M.; GINTING, A. Study on cutting performance of cermet tool in turning of hardened alloy steel. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 91, p. 1-19, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105255>
- [93] SUMITOMO ELETRIC HARDMETAL. Disponível em: <https://www.sumitool.com/br>. Acesso em: 23 janeiro 2020.
- [94] TOOPTONG, S.; PARK, K. H.; KWON, P. A comparative investigation on flank wear when turning three cast irons. **Tribology International**, v. 120, n. abril, p. 127–139, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.12.025>
- [95] MOHAMMED, W. M.; NG, E.; ELBESTAWI, M. A. Modeling the effect of compacted graphite iron microstructure on cutting forces and tool wear. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 5, n. 2, p. 87–101, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2012.03.002>
- [96] GUESSER, W. L. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2009, 336 p.
- [97] VOIGT, R. C.; MARWANGA, R. O.; COHEN, P. H. Machinability of gray iron - Mechanics of chip formation. **Int. J. of Cast Metals Research**, v. 11, n. 6, p. 567–572, 1999. <https://doi.org/10.1080/13640461.1999.11819335>

- [98] ROSA, S. do N.; DINIZ, A.E.; ANDRADE, C.L.F.; GUESSER, W.L. Analysis of tool wear, surface roughness and cutting power in the turning process of compact graphite irons with different titanium content. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 32, n. 3, p. 234–240, 2010. <https://doi.org/10.1590/S1678-58782010000300006>
- [99] YIGIT, R.; CELIK, E.; FINDIK, F.; KOKSAL, S. Effect of cutting speed on the performance of coated and uncoated cutting tools in turning nodular cast iron. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 204, n. 1–3, p. 80–88, 2008. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.082>
- [100] CHANDRASEKARAN, H.; VENKATESH, V. C. Thermal Fatigue Studies on Tool Carbides and its Relevance of Milling Cutters. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 34, n. 1, p. 125–128, 1985. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61739-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61739-9)
- [101] DA SILVA, L. R. R.; SOUZA, F.C.R.; GUESSER, W.L.; JACKSON, M.J.; MACHADO, A.R. Critical assessment of compacted graphite cast iron machinability in the milling process. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 56, n. Part A, p. 63–74, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.061>
- [102] MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G. C. **Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros**. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2009, 490 p.
- [103] DENKENA, B.; KÖHLER, J.; VENTURA, C. E. H. Influence of grinding parameters on the quality of high content PCBN cutting inserts. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 2, p. 276–284, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.09.013>
- [104] TEAM, Rs. **RStudio: Integrated Development Environment for R**. Disponível em: <http://www.rstudio.com>. Acesso em 2 jul. 2020.
- [105] GRÖMPING, U. R Package FrF2 for Creating and Analyzing Fractional Factorial 2-Level Designs. **Journal of Statistical Software**, v. 56, n. 1, p. 1–56, 2014. <http://doi.org/10.18637/jss.v056.i01>

- [106] LENTH, R. V. Response - Surface Methods in R, Using rsm. **J. of Stat. Software**, v. 32, n. 7, p. 1–17, 2009. <https://doi.org/10.18637/jss.v032.i07>
- [107] KLOCKE, F. **Manufacturing Processes 1: Lathing, Milling, Drilling**. 1. ed. Berlin: Springer Berlin Heidelberg, 2011, 504 p.
- [108] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **B657-18**: Standard Guide for Metallographic Identification of Microstructure in Cemented Carbides. West Conshohocken: ASTM International, 2012, 5 p. <https://doi.org/10.1520/B0657-18>
- [109] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E112-13**: Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken: ASTM International, 2013, 28 p. <https://doi.org/10.1520/E0112-13>
- [110] RABBANI, A.; AYATOLLAHI, S. Comparing three image processing algorithms to estimate the grain-size distribution of porous rocks from binary 2d images and sensitivity analysis of the grain overlapping degree. **Sp. Top. & Reviews in Porous Media: An Int. Journal**, v. 6, n. 1, p. 71–89, 2015. <https://doi.org/10.1615/SpecialTopicsRevPorousMedia.v6.i1.60>
- [111] CRUZ, D. C.; SORDI, V. L.; VENTURA, C. E. H. Surface analysis of WC-5%Co cemented tungsten carbide cutting insert after plunge-face grinding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 108, n. 1–2, p. 323–330, 2020. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05382-y>
- [112] FRIEMUTH, T. **Schleifen hartstoffverstärkter keramischer Werkzeuge**. Tese de Doutorado apresentada à Universidade de Hannover, 1999 (em alemão)
- [113] WHITEHOUSE, D.J. **Surface and their measurement**. 1. ed. Oxford: Hermes Penton Science, 2002, 395 p.
- [114] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E384-17** Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken: ASTM International, 2017, 40 p. <https://doi.org/10.1520/E0384-17>

- [115] PREVÉY, P. S.; HORNBACH, D. J. X-ray Diffraction residual stress techniques. In: **Materials Characterization**. 9. ed. Novelty: ASM International, 1986, v. 10, p. 440–458. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v10.a0006632>
- [116] MURRAY, C.E.; NOYAN, I.C. Applied and residual stress determination using X-ray diffraction. In: SHAJER, G.S. (ed.) **Practical residual stress measurement methods**. 1. ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2013, cap. 6, p. 139-161. <https://doi.org/10.1002/9781118402832.ch6>
- [117] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E407-07**: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. West Conshohocken: ASTM International, 2015, 22 p. <https://doi.org/10.1520/E0407-07>
- [118] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR ISO-6506-1**: Materiais metálicos - Ensaio de dureza Brinell - Parte 1: Método de Ensaio. Rio de Janeiro: ABNT, 2010, 33 p.
- [119] SANDVIK COROMANT. Disponível em: <https://www.sandvik.coromant.com>. Acesso em: 22 set. 2020.
- [120] ZAHEDI, A.; TAWAKOLI, T.; AKBARI, J.; AZARHOUSHANG, B. Conditioning of Vitrified Bond CBN grinding wheels using a picosecond laser. **Advanced Materials Research**, v. 1017, p. 573–579, 2014. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1017.573>
- [121] US ARMY ARMAMENT RESEARCH. Military Handbook MIL HDBK-754 (AR) Plastic Matrix Composites with Continuous Fiber Reinforcement. 1. ed. Picatinny Arsenal: US Department of Defense, 1991. Disponível em: <https://apps.dtic.mil/sti/pdfs/ADA307849.pdf>. Acesso em: 25 março 2021.
- [122] CRUZ, D. C.; CHRISTOFORO, A.L.; SORDI, V. L.; VENTURA, C. E. H. Inducement of residual stresses in WC-5%Co cutting inserts by plunge-face grinding. **Int. J. of Adv Manuf Technology**, v. 113, n. 1–2, p. 553–563, 2021. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06583-1>