

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

BRUNA OLIVEIRA DA SILVA

**INVESTIGAÇÃO DOS MECANISMOS DE REMOÇÃO DE MATERIAL DE
INSERTOS DE METAL DURO DE DIFERENTES CLASSES DURANTE A
RETIFICAÇÃO**

SÃO CARLOS - SP
2023

Bruna Oliveira da Silva

Investigação dos mecanismos de remoção de material de insertos de metal duro de diferentes classes durante a retificação

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de São Carlos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

SÃO CARLOS - SP

2023



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado da candidata Bruna Oliveira da Silva, realizada em 07/06/2023.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Carlos Eiji Hirata Ventura (UFSCar)

Prof. Dr. Rosemar Batista da Silva (UFU)

Profa. Dra. Vanessa Seriacopi (IMT)

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

AGRADECIMENTOS

À empresa Zanini Renk, pela concessão de afastamento das minhas funções e apoio às atividades nessa capacitação.

Ao Prof. Dr.-Ing. Carlos Eiji Hirata Ventura, pelos ensinamentos, orientações e ideias durante todo o projeto.

Ao Prof. Dr. Jozef Vleugels, ao Dr. Shuigen Huang e aos colegas Zahid Owner e Maoyin Li, da *Katholieke Universiteit Leuven*, por terem me recebido de forma tão solícita, por terem me possibilitado uma maior compreensão dos processos de sinterização de metais duros e por terem me proporcionado, até a presente data, a melhor experiência da minha vida.

À Profa. Dra. Izabel Fernanda Machado, do Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo e à Profa. Dra. Vanessa Seriacopi, do Instituto Mauá de Tecnologia, por terem prontamente disponibilizado os equipamentos necessários e me auxiliado com a realização dos testes de riscamento.

Ao Prof. Dr. Marcos Roberto Monteiro, do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSCar, por tantas vezes ter se disponibilizado a discutir e ensinar a teoria envolvida, assim como auxiliar na caracterização das amostras, junto a uma boa xícara de chá.

Aos técnicos Djalma Aparecido Lingnari Durici e Leonildo Bernardo Pivotto, do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSCar, e José Luis dos Santos, do Departamento de Engenharia de Materiais, por auxiliarem na preparação dos corpos de prova e realização dos ensaios.

Aos amigos e companheiros de laboratório desse período, que colaboraram e me incentivaram, Dennis Coelho Cruz, Uéilton Carvalho Alves, Virgílio Pereira Ricci, Guilherme Gouvêa e Cristie Luis Kugelmeier.

Ao time de vôlei feminino da UFSCar, por ter sido um alívio emocional tão necessário nesse período, por ter me trazido tantas(os) amigas(os), medalhas e a consciência do quanto me faz bem nutrir minha vontade de viver por fontes diferentes.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES, Código de financiamento 001), pela concessão da bolsa de estudos.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP, Processos nº 2015/15622-2, 2017/12304-5 e 2017/12309-7), pelo apoio financeiro para aquisição dos equipamentos e materiais de consumo utilizados nesta pesquisa.

RESUMO

Após os processos de prensagem e sinterização, insertos de corte devem ser retificados a fim de se obter o acabamento superficial e as tolerâncias necessárias para sua aplicação em processos de usinagem. O correto planejamento do processo de acabamento destes insertos torna necessária uma investigação detalhada dos mecanismos de remoção de material, de modo a não apenas se obter um bom acabamento superficial, mas também um processo eficiente. Neste contexto, foi realizada uma investigação dos modos de remoção de material associada à análise da força e energia específica durante o processo de retificação plana transversal de mergulho de insertos de corte de metal duro de diferentes classes (K10, P10, M10 e NbC-Ni). Todos os materiais estudados apresentaram, de modo geral e com tendências similares, aumento das forças e redução da energia específica com o crescimento da espessura média de cavaco por grão, além de uma espessura crítica muito semelhante, próxima de $0,25 \mu\text{m}$, em relação à qual pôde ser vista a variação dos mecanismos de remoção entre os modos dúctil e frágil. O metal duro da classe K10 apresentou resultados melhores que aqueles obtidos para os outros materiais no que diz respeito à energia específica, qualidade de superfície e de aresta. Não foram encontradas relações entre os resultados obtidos nos testes de riscamento realizados e aqueles gerados no processo de retificação.

Palavras-chave: Retificação, Retificabilidade, Inseto de corte, Integridade superficial.

ABSTRACT

After pressing and sintering processes, cutting inserts must be ground in order to obtain the necessary surface finish and tolerances for their application in machining operations. An appropriate process design requires a detailed investigation of the material removal mechanisms, in order not only to obtain a good surface finish, but also an efficient process. Within this context, an investigation of the material removal mechanisms associated with the analysis of process forces and specific energy during plunge-face grinding of cemented tungsten carbide cutting inserts of different grades (K10, P10, M10, and NbC-Ni) was carried out. All the studied materials showed, in general and with similar trends, increased values of the grinding force components and a reduction of specific energy with higher values of average single grain chip thickness. In addition, a very similar critical single grain chip thickness of 0.25 μm was obtained and changes in the material removal mechanism from ductile to brittle mode could be observed close to this value. The cemented carbide ISO grade K10 presented better results than those obtained for the other materials with regard to specific energy, surface and edge quality. No relationships were found between the results obtained in the performed scratching tests and those generated through grinding.

Keywords: Grinding, Grindability, Cutting insert, Surface integrity.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Características principais das classes de metal duro	9
Figura 2 - Exemplo da relação de forças durante o processo e percentuais em cada faixa de amplitude	16
Figura 3 - Retificadora de insertos de corte utilizada nos experimentos	18
Figura 4- Sequência do processo de retificação: (a) colocação do inserto no canal; (b) fixação do inserto pelas hastes; (c) retificação do primeiro lado	19
Figura 5 - Superfícies e lados retificados	19
Figura 6- (a) Tribobindentador utilizado para os ensaios de riscamento; (b) amostras antes da execução dos ensaios	22
Figura 7 - Seção transversal típica de um risco.....	23
Figura 8 - Exemplo de (a) perfil utilizado para cálculo das áreas (b) do vale e dos (c, d) cumes	24
Figura 9 - Esquema de medição da (a) rugosidade e da (b) qualidade de aresta.....	25
Figura 10 - Imagens feitas por microscópio óptico com 100x de ampliação da microestrutura das classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni.....	27
Figura 11 - Análise EDS das classes (a) K10, (b) M10, (c) P10, e (d) NbC-Ni	28
Figura 12 - Relação de dureza e tenacidade para as diferentes classes de metal duro	29
Figura 13 - Comportamento da força média por grão nas direções (a) normal e (b) tangencial em função da espessura média de cavaco por grão	30
Figura 14 - Relação F_t/F_n das classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão	31
Figura 15 - Energia específica obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão.....	32
Figura 16 - Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários das superfícies de folga retificadas num mesmo conjunto de condições para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavac.....	33
Figura 17 - Rugosidade máxima R_z obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão	35
Figura 18 - Rugosidade na aresta Δ_r obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão	36
Figura 19 - Largura do lascamento na aresta $W\Delta_r$ obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão	37
Figura 20 - Imagens feitas em microscópio óptico com 100x de ampliação na região central de cada uma das superfícies de folga do material NbC-Ni retificadas com rebolo vitrificado D15, velocidade de avanço axial $v_{fa} = 25$ mm/min e velocidade de corte $v_c =$	38
Figura 21 - Imagens feitas em microscópio óptico com 100x de ampliação nas arestas obtidas para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni retificadas com rebolo vitrificado D15, velocidade de avanço axial $v_{fa} = 25$ mm/min e velocidade de corte v_c	38

Figura 22 - Região da aresta do material NbC-Ni em diferentes aumentos, com destaque para a formação de uma trinca	39
Figura 23 - Relação de forças F_t / F_n obtida em ensaios de riscamento com valores distintos de força normal em função das diferentes profundidades dos riscos obtidos	40
Figura 24 - Fator de remoção de material f_{ab} obtido a partir de testes de riscamento para diferentes cargas normais e materiais.....	41

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Parâmetros de retificação	20
--	----

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
A	Área da superfície retificada
b	Espessura do inserto
c	Concentração em massa de grãos abrasivos por unidade de volume
C	Carbono
Co	Cobalto
Cr	Cromo
C ₂	Fator geométrico
C100	Concentração de diamantes equivalente a 0,88 g/cm ³
d _G	Diâmetro aproximado do grão abrasivo
D15	Tamanho médio de grão de 15 µm
D46	Tamanho médio de grão de 46 µm
e	Energia específica
f _{ab}	Fator de remoção de material
f _c	Fator de correção para o ligante do rebolo
Fe	Ferro
F _n	Força normal
F'' _n	Força normal específica
F _{nG}	Força normal por grão
F _t	Força tangencial
F'' _t	Força tangencial específica
F _{tG}	Força tangencial por grão
h _{cu}	Espessura média de cavaco por grão
HV30	Dureza Vickers com carga de 30 kgf
K _{IC}	Tenacidade à fratura

KOH	Hidróxido de potássio
K10	Classe de metal duro com composição de WC-Co
l_d	Percurso total de dressagem
Mo	Molibdênio
M10	Classe de metal duro com composição de WC-Co + (Ti, Ta)C
Nb	Nióbio
N_{GV}	Concentração de abrasivos por unidade de volume
Ni	Níquel
NbC	Carboneto de nióbio
P10	Classe de metal duro com composição de WC-Co + (Ti, Ta)C
Rz	Parâmetro de rugosidade correspondente à média das distâncias de pico a vale em cinco diferentes trechos
Ta	Tântalo
TaC	Carboneto de tântalo
Ti	Titânio
TiC	Carboneto de Titânio
V	Vanádio
VC	Carboneto de vanádio
v_c	Velocidade de corte
v_{cd}	Velocidade de corte do dressador
v_{fa}	Velocidade de avanço axial
v_{fad}	Velocidade de avanço axial do dressador
WC	Carboneto de tungstênio

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	2
2 OBJETIVOS	5
2.1 OBJETIVO GERAL	5
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	5
3 REVISÃO DA LITERATURA	6
3.1 CERMETS DE CARBONETO DE TUNGSTÊNIO	6
3.2 CERMETS DE CARBONETO DE NIÓBIO	10
3.3 RETIFICAÇÃO DE MATERIAIS DE FERRAMENTA.....	12
4. MATERIAIS E MÉTODOS	17
4.1 TESTES DE RETIFICAÇÃO	17
4.1.1 Análise da força de retificação	20
4.2 TESTES DE RISCAMENTO.....	21
4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS INSERTOS	25
5 RESULTADOS	27
5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	27
5.2 ANÁLISE DE FORÇAS E ENERGIA NA RETIFICAÇÃO	30
5.3 CARACTERÍSTICAS SUPERFICIAIS	33
5.4 TESTES DE RISCAMENTO.....	39
6 CONCLUSÕES	43
REFERÊNCIAS	45

1 INTRODUÇÃO

No processo de fabricação de peças com propriedades mecânicas e utilizações específicas, como ferramentas de corte, é necessário estar atento às variáveis que podem influenciar seu desempenho e vida útil. Neste contexto, há pesquisas que indicam parâmetros para aplicação, mas pouco tem sido encontrado no sentido de melhorar sua integridade superficial.

Insertos de corte são as ferramentas responsáveis pela remoção de material de uma peça de trabalho em processos de usinagem. Devido à sua matéria prima, geometria e processamento, essas ferramentas têm a capacidade de cortar materiais com menor dureza de forma eficiente e com bom acabamento superficial (Garcia et al., 2019).

Em sua grande maioria, insertos de corte são compostos de partículas extremamente duras de uma cerâmica refratária à base de carboneto, tal como o carboneto de tungstênio (WC) ou carboneto de nióbio (NbC), envolvidas em uma matriz de um metal, tal como o cobalto (Co) ou o níquel (Ni). As partículas cerâmicas contribuem para a penetração da ferramenta no material, porém, sendo muito frágeis, não suportam as tensões de corte. Por isso, a tenacidade é aumentada com a presença da matriz metálica dúctil, a qual dispersa as partículas de carboneto e previne a propagação de trincas (Callister, 2008). Essas composições e variações de elementos lhes conferem elevadas propriedades de dureza, tenacidade, resistência térmica e resistência ao desgaste (Zhan et al., 2012).

Após o processo de compactação e sinterização na fabricação dos insertos de corte, eles devem ter suas superfícies retificadas, de maneira a garantir suas dimensões e integridade superficial. Esta última característica possui influência significativa sobre o desempenho do inserto, pois elevadas rugosidades afetam o atrito entre peça, cavaco e ferramenta e geram pontos de concentração de tensão, enquanto tensões residuais de tração podem favorecer a formação e propagação de trincas, que reduzem a vida útil da ferramenta ao contribuir para o desgaste e avarias. Deve-se mencionar ainda que elevadas rugosidades e lascamentos na aresta demandam maiores raios de aresta ou chanfros para eliminação dos defeitos,

formas geométricas que, além de necessitarem de processo adicional para serem produzidas, tornam a ferramenta mais negativa, aumentando a deformação do material e provocando maiores esforços e temperaturas durante a aplicação do inserto.

A retificação pode ser compreendida como a atuação sucessiva de indentadores (grãos abrasivos) que riscam (penetração + deslocamento) a superfície da peça de acordo com a cinemática do processo. No caso da retificação plana transversal de mergulho, utilizada para o acabamento das superfícies de folga de insertos de corte, o grão abrasivo descreve aproximadamente uma rampa, a qual pode ser mais facilmente visualizada por testes de riscamento. O grão inicia sua trajetória em (I) atrito com a superfície, o material a ser removido começa a ser (II) deformado elásticamente e plasticamente e, por fim, há (III) cisalhamento ou formação efetiva de cavaco. As etapas I e II não contribuem efetivamente para o corte, elevando o gasto energético, deformando a superfície e prejudicando a rugosidade. Já na etapa III, com um grande consumo de energia, remove-se pouco material e contribui-se para a geração de uma superfície nova.

A otimização consciente do processo de retificação exige que o mecanismo de remoção de material destes insertos seja adequadamente compreendido, de modo a possibilitar não apenas a determinação correta de parâmetros de processo, mas também a escolha de uma ferramenta abrasiva apropriada. Um processo de retificação eficiente deve converter a maior parte da energia consumida em remoção de material e fornecer um inserto de corte com baixas rugosidades superficial e de aresta.

A fim de se melhor compreender e explicar os fenômenos que ocorrem durante o processo de retificação de insertos produzidos a partir de compostos de cerâmica e metal que estão associados à eficiência da operação em termos de consumo de energia, a relação entre as forças tangencial e normal, assim como a energia específica envolvida em cada conjunto de condições, foi analisada juntamente a imagens das superfícies retificadas com o intuito de se identificar qual o fenômeno (deformação ou cisalhamento) mais atuante, tendo em vista os parâmetros de corte, as condições do rebolo e as diferentes classes de metal duro. Na mesma direção, foram realizados ensaios de riscamento, com a proposta de

relacionar seus resultados com aqueles obtidos no processo de retificação, permitindo, assim, sua simulação de forma simplificada, a partir da penetração e riscamento de um grão único.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Considerando-se as dificuldades associadas à retificação de materiais de ferramenta e a importância de um planejamento de processo fundamentado para a obtenção de produtos finais com elevada qualidade e de forma eficiente, o projeto tem como objetivo principal determinar os modos de remoção de material, os esforços e energia associados durante a retificação plana transversal de mergulho de diferentes classes de metal duro.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Como objetivos específicos, tem-se:

- (1) correlacionar os mecanismos de remoção de diferentes materiais de ferramenta com a relação entre as forças tangencial e normal (F_t / F_n);
- (2) obter os mecanismos de remoção de material predominantes com a aplicação de diferentes condições de retificação, variando-se o tamanho de grão d_G , o ligante do rebolo e as velocidades de corte v_c e de avanço v_{fa} ;
- (3) correlacionar os parâmetros de qualidade do inserto (rugosidade máxima R_z e lascamento da aresta Δr) com os diferentes mecanismos de remoção para cada tipo de material;
- (4) determinar a energia específica no processo de retificação dos diferentes materiais (classes K10, P10 e M10, composto NbC-Ni) nas diferentes condições propostas (variação de d_G , ligante, v_c e v_{fa});
- (5) identificar os mecanismos de remoção em testes de riscamento de amostras dos materiais estudados, assim como correlacionar seus resultados com aqueles gerados na retificação.

3 REVISÃO DA LITERATURA

Cermet é nome técnico dado a um grupo de materiais compósitos formados por elementos cerâmicos (cer-) e metálicos (-met) (Shetty et al., 1985; Anwer et al., 2023). Neste contexto, os metais duros formados por carbonetos de tungstênio são os mais populares e respondem por grande parte do mercado de ferramentas de corte. Já os cermets compostos por carboneto de nióbio têm despertado o interesse da indústria, devido às suas boas propriedades mecânicas, possibilidade de escassez do tungstênio e problemas relacionados à sua exploração. Neste capítulo, ambos os grupos serão apresentados e sua aplicação, discutida.

3.1 CERMETS DE CARBONETO DE TUNGSTÊNIO

Processos de usinagem dependem do uso de ferramentas com propriedades que permitam um corte efetivo de acordo com o material da peça. Segundo Callister (2008), são relevantes as seguintes propriedades: dureza, resistência à compressão, resistência à flexão e à tenacidade, resistência ao cisalhamento, fortes ligações atômicas, resistência à alta temperatura, resistência à oxidação, pequena propensão à difusão e à aderência, resistência à abrasão e comportamento de desgaste reprodutível. A escolha adequada do material de ferramenta deve ainda levar em conta fatores como o material da peça (dureza e tipo de formação de cavaco); o processo de usinagem (ferramentas rotativas ou estacionárias, frequência e velocidade da passagem da ferramenta sobre a peça); as condições da máquina de operação (conservação, calibração e potência); a forma e dimensão da ferramenta; o custo; as condições de usinagem; e as condições de operação (sistema máquina-ferramenta-dispositivo de fixação-peça) (Diniz et. al., 2014).

Em seu levantamento, Berg (2007) mostrou a importância do metal duro como ferramenta, tendo sua produção mais que triplicado em países como Estados Unidos, Japão e China, de 1993 a 2005, para atender um novo mercado globalizado após o fim da Guerra Fria, em um período de grande produção industrial. Fernandes et al. (2011), porém, já destacam a alavancagem de sua produção desde 1914 para atender a indústria armamentista.

Esse metal, como é conhecido, é, na verdade, um material compósito proveniente da metalurgia do pó, inventado e patenteado por Karl Schröter na Alemanha, em 1908 (Konyashin, 2023), formado por partículas duras de carbonetos de tungstênio, tântalo, nióbio, titânio e/ou cobre, sinterizadas com um ou mais ligantes metálicos (geralmente níquel, cobalto, e/ou ferro), o que gera um corpo de alta dureza e resistência à compressão, características ideais para usinar grande parte dos tipos de metal (Bounhoure et al., 2014; Fernandes et al., 2011; Ortner et al., 2014; Wirtz et al., 2017).

Após a purificação das formas naturais de carbono (C) e tungstênio (W), o processo de fabricação se inicia em um forno com temperaturas entre 1375°C e 1650°C para formar o WC. Agrega-se o cobalto (Co) em forma de pó, o carboneto de tântalo (TaC) e/ou o carboneto de titânio (TiC) nas devidas proporções para cada classe de metal duro e algumas composições contendo Molibdênio (Mo) e Vanádio (V) (Konyashin, 2023). Juntos, eles passam por uma moagem até que sejam alcançados tamanhos de grão na ordem de 0,4 µm a 7 µm. Em seguida, eles são prensados em uma matriz com a forma do produto final e dá-se início ao processo de sinterização, com aquecimento, a vácuo, até uma temperatura próxima ao ponto de fusão do Co (1400°C), reduzindo a porosidade e aumentando sua densidade significativamente. Por fim, o corpo gerado pode ainda passar por um processo de retificação para ser comercializado como ferramenta (Chiaverini, 1986; Long et al., 2017; Machado et al., 2015; Ortner et al., 2014).

Tradicionalmente, o Co tem sido o principal ligante escolhido pela indústria desde 1920, na sua primeira aparição unido ao WC, pelas suas propriedades superiores em comparação a outros ligantes, estando presente até 2010 em 90% dos metais duros disponíveis no mercado (Fernandes et al., 2011; Berg, 2007). Fernandes et al. (2011) afirmam que há uma alta solubilidade de WC em Co na temperatura de sinterização, que pode variar com oscilações da temperatura. Percebe-se ainda um aumento da solubilidade do W no Co com a diminuição do teor de C, assim como uma solubilidade mais alta de C em Co em baixos níveis de W, além de uma solubilidade desprezível do Co em WC.

A união adequada desses materiais tão distintos é necessária, pois, embora WC tenha alta rigidez (módulo de elasticidade igual a 696 GPa), ele possui

comportamento frágil, o que, sozinho, o inviabiliza de ser usado como ferramenta. Já o ligante Co é muito macio (módulo de elasticidade igual a 210 GPa) para essa mesma função (Wirtz et al., 2017; Konyashin et al., 2013), porém, à medida que sua porcentagem diminui, há uma redução da resistência à fratura, mostrando que a composição pode apresentar tanto as características individuais dos componentes quanto de sua combinação. Por exemplo, isso permite que o material composto mantenha um módulo de elasticidade alto (400-640 GPa), tanto quanto de WC, e tenha um comportamento dúctil-frágil quando solicitado (Wirtz et al., 2017).

Com a variação da combinação e proporção desses componentes, há, portanto, a potencialização ou atenuação das propriedades do material, o que gerou a necessidade de uma classificação dos metais duros quanto à sua composição e aplicação. De acordo com a norma ABNT NBR ISO 513:2013, há seis grupos de metal duro, representados por uma letra e seguidos por um número que corresponde às subdivisões dentro de cada um deles.

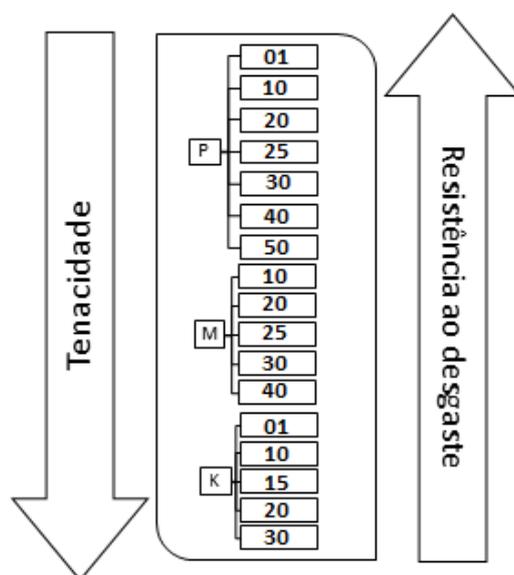
Os grupos mais tradicionais, P, M e K, foram determinados pelas suas composições químicas e propriedades durante aplicação. Recentemente, foram incluídas ainda as categorias N, S e H, baseadas apenas na aplicação, atendendo a demandas dos novos materiais, mais difíceis de usinar, incluindo, assim, grupos de ferramentas que não compreendem apenas os metais duros, mas também materiais ultraduros e cerâmicos (Machado et al., 2015; Berg, 2007).

O grupo P é aquele com maiores concentrações de TaC+TiC e/ou NbC (14-64%), o que lhe confere alta dureza (1300-1800 kgf/mm²) e resistência ao desgaste, menor tenacidade (75-200 kgf/mm²) e menores densidades (7,2-12,5 g/cm³), sendo indicado para materiais que possuam cavaco contínuo (materiais dúcteis, como aços), exceto alumínio, devido à ocorrência de desgaste químico (difusão) pela presença do titânio (Oliver et al., 2016). O grupo M possui propriedades intermediárias e aplicações múltiplas, geralmente em aço inoxidável (Diniz et al., 2014; Machado et al., 2015). Já o grupo K, de maior tenacidade (120-210 kgf/mm²), menor dureza (1300-1750 kgf/mm²), maior densidade (15,0-14,3 g/cm³) e mais puro no que diz respeito à porcentagem de WC-Co apenas, é indicado para materiais que produzem cavacos curtos (materiais frágeis, como ferro fundido e latão) ou até materiais não ferrosos (níquel, cobre, alumínio), ainda que estes produzam cavacos

longos, pois os elementos adicionados às classes P e M criam grande afinidade química com esses tipos de materiais (Diniz et al., 2014; Machado et al., 2015; Oliver et al., 2016). As ferramentas da classe N também são usadas para materiais não ferrosos (principalmente cobre e alumínio) e para materiais não metálicos; a classe S é indicada para superligas ou ligas resistentes ao calor; e a classe H é indicada para aços endurecidos (Diniz et al., 2014; Machado et al., 2015).

Já o número que acompanha os grupos pode variar entre 01 e 50 e é proporcional ao aumento da quantidade de Co inserido ou ao aumento do tamanho de grão do carboneto, isto é, indo do menos ao mais tenaz, conforme mostra a Figura 1. Considerando a taxa de remoção de material, classes com maiores números são mais indicadas para o desbaste, devido à sua tenacidade, enquanto classes com menores números são mais indicadas para o acabamento, devido à sua maior resistência ao desgaste (Diniz et al., 2014; Machado et al., 2015).

Figura 1 - Características principais das classes de metal duro



Fonte: Adaptado de Diniz et al., 2014

Outra forma de alterar o desempenho da ferramenta é através da microestrutura da liga WC-Co e dureza do ligante (Long et al., 2017). Berg (2007) e Lindera et al. (2019) mostraram que as propriedades mecânicas e magnéticas do

WC-Co podem ser alteradas pelo tamanho dos grãos de WC durante a sinterização, com estruturas de grãos nanométricos. Long et al. (2017) alcançaram um tamanho de grão significativamente reduzido em relação ao metal duro tradicional (WC-50Co) com o uso de γ' -Ni₃Al na sinterização com o ligante Co-Ni-Al (sem o uso de inibidores de crescimento de grãos), devido à força de nucleação, gerando um aumento da coercividade (quando o tamanho dos grãos da fase aglutinante é o mesmo para os grãos de WC) de 2 kA/m para 10 kA/m e da dureza, de 2,3 GPa para 4,2 GPa quando o percentual de Ni₃Al foi para aproximadamente 12%. Já Oliver et al. (2016) notaram que a presença de Co tem um efeito catalítico muito forte no sistema WC-Co, aumentando a densificação por difusão de W e C, e que uma densificação induzida pelo crescimento do grão na faixa sólida para o intervalo de 1200 a 1300°C proporciona uma ferramenta mais compacta e altera seu desempenho, destacando que devem ser tomados cuidados no planejamento da produção (prensagem, sinterização, moldagem por injeção e usinagem de acabamento). Já Konyashin et al. (2013) observaram uma combinação de alta dureza (1330 e 1340 HV) e tenacidade à fratura (20,4 MPa.m^{1/2}) em metais duros WC-10Co com tamanho de grão médio (6 μ m), significativamente maior do que a encontrada por Roebuck et al. (2001) no seu mapa de tenacidade à fratura por dureza para metais duros convencionais (metais duros com 6-25% Co e tamanho de grão de 0,5-5 μ m). Isso levou a uma resistência ao desgaste cerca de duas a quatro vezes maior na perfuração de quartzito e corte de concreto abrasivo.

3.2 CERMETS DE CARBONETO DE NIÓBIO

Cerca de 98% dos depósitos de Nióbio (Nb) em operação no mundo são brasileiros e, com isso, sua utilização apresenta vantagens econômicas e geográficas. Quantidades mínimas de nióbio no aço o tornam mecanicamente mais resistente sem que haja redução de sua tenacidade, mas, atualmente, apenas 8% do aço produzido no mundo possui nióbio, o que destaca a oportunidade de sua implementação (Vasconcelos, 2019).

O carboneto de nióbio (NbC) evoluiu recentemente para o nível de protótipo, especialmente em áreas nas quais materiais baseados em WC estabelecidos estão causando problemas econômicos, ambientais ou técnicos. Testes iniciais de aplicação de metais duros à base de NbC, também chamados cermets, têm indicado um desempenho favorável deste tipo de material na usinagem de componentes de aço (Woydt et al., 2018; Huang et al., 2015; Zhao et al., 2019). É esperado que um metal duro de matriz NbC, mais eletronegativamente próximo, tenha mais estabilidade energética quando em contato com aços à base de Fe em altas temperaturas (Huang et al., 2015).

Em relação ao ligante utilizado, esforços realizados nos últimos anos na área de metalurgia possibilitaram a substituição do cobalto (Co) por níquel (Ni), a fim de atender aos limites de dureza-tenacidade (Woydt et al., 2018). A grande disponibilidade e estabilidade de preço torna o NbC-Ni um substituto atraente para o WC-Co e também para o carboneto de tântalo (TaC) em composições de metal duro (Woydt, 2019).

Os cermets são comumente produzidos a partir de soluções sólidas de um aglutinante de Ni e uma fase de NbC, (Nb, V) C ou (Nb, Mo) C, mas estudos ainda têm sido feitos para melhorar suas propriedades. A adição de VC melhora significativamente a dureza dos cermets NbC-Ni sem diminuir sua tenacidade; quanto maior o teor de C, menor a solubilidade de V e Nb no ligante de Ni e maior o teor de C na fase NbC ou (Nb, V) C; a adição de Mo metálico às misturas de NbC-Ni ricas em C permite diminuir o teor de C livre de NbC e reduzir o tamanho do grão de carboneto, resultando em um aumento da dureza, mas diminuição da resistência à fratura (Huang et al., 2019); a adição de WC gera tenacidade à fratura mais alta, enquanto o Mo₂C é o melhor inibidor de crescimento de grãos (Huang et al., 2015).

Os materiais produzidos têm apresentado propriedades próximas às dos metais duros, com dureza maior que 1450 HV e tenacidade à fratura $K_{IC} > 8$ MPa.m^{1/2}, mostrando a viabilidade de sua utilização (Woydt et al., 2019; Zhao et al., 2019). Em seu trabalho, Huang et al. (2019) mostraram que a dureza dos cermets à base de NbC está diretamente ligada ao tamanho do grão de NbC e ao teor de ligante. Enquanto a diminuição do tamanho de grão e o aumento no teor de Ni gerou um aumento na dureza de quase 300 kg/mm², a tenacidade caiu de 9,5 para 7,7

MPa.m^{1/2}. Destaca-se que o desgaste abrasivo seco diminui para classes WC com o aumento da microdureza, tendência que não é observada para classes NbC. Neste caso, o desgaste abrasivo seco parece ser independente da microdureza e a maioria das classes de NbC oferecem elevada resistência ao desgaste (Woydt et al., 2019).

Combinações do NbC também têm sido investigadas a fim melhorar o desempenho desse material durante aplicação. Insertos à base de NbC contendo 32% e 42% em peso de Ti ligado ao Co e Ni exibem, respectivamente, um desgaste de flanco comparável ou inferior ao de um inserto comercial à base de Ti (C0,5N0,5) com propriedades mecânicas semelhantes (Huang et al., 2019). Franco et al. (2017) verificaram que o uso de Fe e Al em cermetes de NbC geram uma dureza comparável à dos metais duros WC-Co com 14 a 20% em peso de Co, sendo interessante em aplicações que necessitem de resistência ao desgaste. Zhao et al. (2019) mostraram que a diminuição de carbono no NbC aumenta o tamanho dos grãos em aproximadamente 120%, a dureza em 50% e reduz a tenacidade à fratura em 84%. Realizando uma comparação com o TaC, que possui propriedades físico-químicas (elevados pontos de fusão, elevada dureza e resistência ao desgaste (Zhang et al., 2016)) e microestrutura semelhantes, os mesmos autores concluem que as variações das propriedades observadas estão ligadas à estrutura cristalina da fase de carboneto, ditada pela relação carbono-metal. Nesse sentido, Anwer et al. (2022) perceberam que a razão molar de 0,62 entre Carbono e metal gera o aumento da fase η (semelhante à morfologia de uma fase ligante), onde ocorre uma densificação incompleta, ou seja, uma região quebradiça que pode levar a uma porosidade aparente.

3.3 RETIFICAÇÃO DE MATERIAIS DE FERRAMENTA

Na retificação de materiais frágeis, como aqueles utilizados para ferramentas de corte, ocorre formação de micro trincas radiais e laterais. As últimas são responsáveis pela remoção efetiva do material, enquanto as primeiras danificam a camada superficial (Klocke e König, 2005). Bifano et al. (1991) afirmam que a remoção de material de maneira dúctil, com a consequente melhora da qualidade

superficial, é possível em materiais frágeis, desde que certa espessura crítica de cavaco em cada grão abrasivo não seja ultrapassada. Segundo Zhou e Zhao (2016), tal espessura é significativamente influenciada pelas propriedades do material. Com base no modelo de Friemuth (1999), Cruz et al. (2020) propõem que a espessura média de cavaco por grão h_{cu} na retificação plana transversal de mergulho, utilizada para acabamento de insertos de corte, seja calculada pela Equação 1, com auxílio da Equação 2. Essa formulação considera que os grãos possuem formato esférico, distribuição regular e homogênea, e que apenas uma parcela da protrusão de grão entra em contato com a peça.

$$h_{cu} = \left(\frac{1}{C_2 + 1} \right)^{\frac{1}{C_2}} \cdot \left[\frac{(C_2 + 1) \cdot v_{fa}}{N_{GV} \cdot f_c \cdot C_1 \cdot v_c} \right]^{\frac{1}{C_2 + 1}} \quad (\text{Equação 1})$$

$$N_{GV} = \frac{6 \cdot C}{\rho \cdot \pi \cdot d_G^3} \quad (\text{Equação 2})$$

Sendo: $C_1 = 4/3 \cdot (d_G)^{1/2}$; d_G = tamanho médio do grão abrasivo, considerando o formato aproximado de uma esfera; $C_2 = 1,5$ (fator geométrico); f_c = fator de correção proposto por Cruz et al. (2020) (1 para ligante resinoide e 0,7 para ligante vitrificado); v_{fa} = velocidade de avanço axial; v_c = velocidade de corte; N_{GV} = concentração de grãos por unidade de volume; C = concentração em massa ($C_{100} = 0,88 \text{ g/cm}^3$); ρ = densidade do diamante ($3,52 \text{ g/cm}^3$).

A redução da espessura do cavaco por meio da diminuição da velocidade de avanço resultará em maiores tempos de usinagem. Por isso, Marinescu et al. (2007) sugerem o uso de maiores velocidades de corte para a obtenção do mesmo efeito. Menores espessuras de cavaco por grão a partir do aumento da velocidade de corte levam à redução das forças de retificação, da rugosidade da peça e dos erros de forma (Kopac e Krajnik, 2006). Além disso, pode-se aumentar a produtividade, já que maiores velocidades de corte possibilitam o aumento da velocidade de avanço sem alteração da espessura do cavaco (Klocke et al., 1997).

Cheng e Gong (2013) demonstraram que é possível a retificação de vidro de maneira dúctil e com pequena oscilação dos esforços a partir da aplicação de espessuras de cavaco menores que 2 nm, enquanto uma remoção predominantemente frágil e com grande variação da força ocorre para espessuras

acima de 5 nm. Na retificação de um vidro para lentes, Yu et al. (2016) notaram que a velocidade de corte define a proporção de fraturas frágeis e deformação dúctil na superfície da peça. Elevados valores levam à remoção dúctil, que permite maior qualidade superficial e evita a necessidade de processamento posterior. Os autores sugerem que, como a velocidade de avanço tem menor impacto no modo de remoção de material, ela deve ser mantida em valores elevados para aumento da eficiência do processo. Kuppuswamy et al. (2015) correlacionaram os modos de remoção de material na retificação de diamante policristalino controlado por meio da força normal aplicada e verificaram a ocorrência de remoção frágil com forças maiores que 111 N, enquanto remoção dúctil foi observada para forças entre aproximadamente 66 N e 100 N. A fim de se avaliar a transição dúctil-frágil em monocristais de safira, Cheng et al. (2018) realizaram testes de riscamento e notaram que a geometria do indentador possui influência na qualidade do risco, sendo que indentadores com menores ângulos de ponta geram mais trincas laterais. Liu et al. (2007) demonstraram que a remoção dúctil em materiais frágeis é principalmente observada quando da aplicação de pequenas espessuras de cavaco e resulta de elevadas tensões compressivas e do aumento da resistência do material devido ao encruamento, que faz com que ele possa suportar tensões elevadas sem a ocorrência de fratura.

Além da deformação do material e da formação de trincas, na retificação de metal duro com rebolos de diamante observa-se também a ruptura e a pulverização dos grãos de carboneto de tungstênio. Uma parte dos grãos é removida, levando a rupturas na superfície e outra parte é comprimida e deformada plasticamente pelos grãos abrasivos do rebolo. O ligante do metal duro é em parte comprimido junto com os carbonetos pulverizados e em parte removido. Essa adesão de ligante e carbonetos sobre a superfície acaba por prejudicar a rugosidade (Hegeman et al., 2001). Ren et al. (2009) observaram o fenômeno do efeito-escala na retificação de metais duros, ou seja, verificaram que menores volumes de material removido possuem uma menor probabilidade de apresentar defeitos microestruturais, como discordâncias e contornos de grão, o que aumenta a resistência do material e leva à predominância da deformação em relação ao cisalhamento, reduzindo a eficiência do corte. O mesmo fenômeno foi notado por Badger (2015) na retificação de metais

duros com grãos de carboneto submicrométricos, verificando-se que a maior parte do consumo de energia foi causada pelo sulcamento.

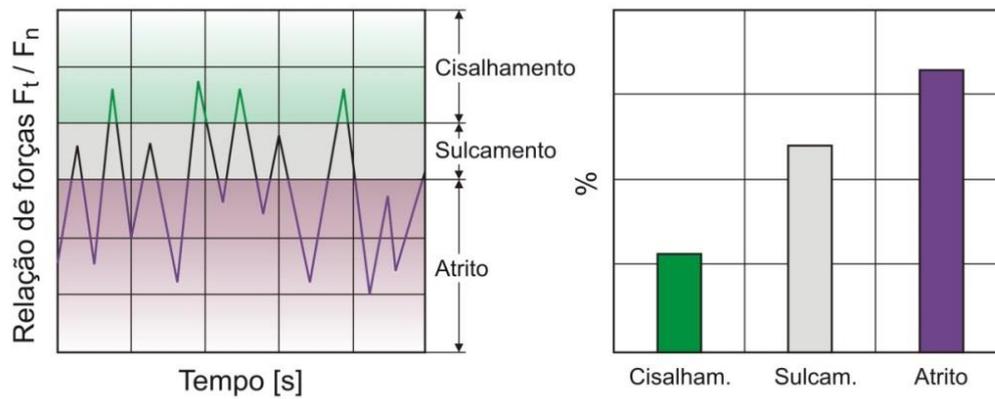
Dependendo das condições de retificação, diferentes situações podem prevalecer e o resultado esperado pode não ser atingido. Por exemplo, baixas espessuras de cavaco podem levar a menores valores de rugosidade e remoção de forma dúctil, como demonstrado por Cruz et al. (2020), que encontrou uma espessura crítica de cavaco por grão aproximada de $0,24 \mu\text{m}$, abaixo da qual a superfície apresentou característica regular e rugosidade máxima R_z de $0,8 \mu\text{m}$, de forma estável. Reduções exageradas, porém, tendem a causar apenas deformação do material e, com isso, aumento da rugosidade. Diferentemente, maiores espessuras geram remoção de material (cisalhamento) de forma mais eficiente, mas podem provocar a formação de trincas, prejudicando o acabamento.

A predominância de um ou outro mecanismo depende do planejamento do processo e, de acordo com Lavrinenko (2016) e Choudhary e Babu (2020) pode ser compreendido e monitorado a partir da relação entre a força tangencial e a força normal. O primeiro autor afirma que, para aumento da relação e, como resultado, da eficiência na retificação de metais duros, devem ser escolhidos rebolos com grandes grãos abrasivos, concentração entre 50% e 125% e ligante metálico, além de elevados valores dos parâmetros de corte, como velocidade de corte e de avanço. Diferentemente, Biermann e Würz (2009) verificaram que o efeito da concentração de grãos abrasivos sobre a força específica não é significativo na retificação do metal duro. Além disso, eles notaram que, em comparação com rebolos de ligante resinoide, rebolos com ligante vitrificado levam a uma redução significativa da força específica, devido à sua alta porosidade, resultado também obtido por Habrat (2016).

Choudhary e Babu (2020), em experimentos de retificação em um aço EN8 por rebole de óxido de alumínio, mostraram que quando a relação de forças é maior ou igual a 1, há ação predominante de corte; com uma relação entre 0,8 e 1, ocorre sulcamento, pois a penetração do abrasivo na peça não é suficiente para cortar o material deformado; já valores abaixo de 0,8 podem ser associados ao atrito, que inclui a ação de deslizamento nas interfaces cavaco-ligante, ligante-peça e cavaco-peça. Verificou-se, assim, que a parcela de ocorrência de determinado fenômeno

(atrito, deformação e cisalhamento) está relacionada ao percentual da relação de forças em determinada amplitude, como exemplificado na Figura 2.

Figura 2 - Exemplo da relação de forças durante o processo e percentuais em cada faixa de amplitude



4. MATERIAIS E MÉTODOS

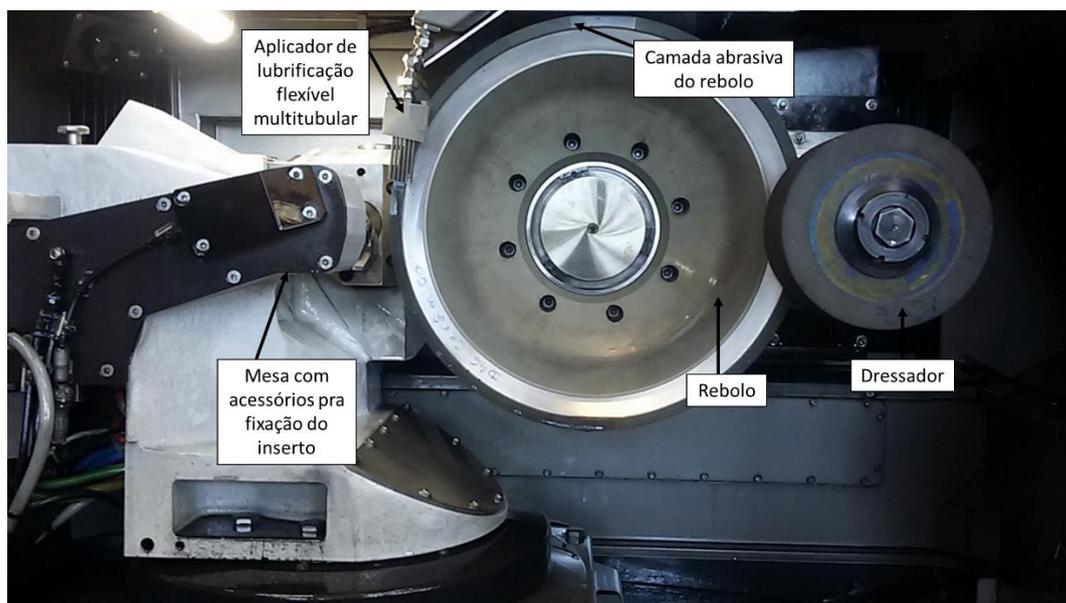
Este capítulo apresenta os procedimentos, equipamentos e materiais necessários para a execução do trabalho.

4.1 TESTES DE RETIFICAÇÃO

Considerando-se que materiais distintos estão relacionados a diferentes mecanismos de deformação e cisalhamento, os procedimentos relacionados aos testes de retificação e avaliação dos insertos, foram realizados para os grupos de insertos K10, P10, e M10. Contudo, tendo em vista estudos recentes para a substituição de WC por NbC na produção de ferramentas de corte, devido à sua baixa densidade e elevada resistência ao desgaste, a ausência de pesquisas e informações sobre seu processo de acabamento (Woydt et al., 2018) e a abundância de nióbio no Brasil, o que o torna um elemento estratégico do ponto de vista do comércio internacional, a investigação proposta também foi realizada para insertos de corte de NbC-Ni.

Blanks comerciais de metal duro da classe ISO K10 (Sumitomo, 12,5 mm x 12,5mm x 4,7 mm), M10 (Brassinter, 12,5 mm x 12,5mm x 5,2 mm) e P10 (Brassinter, 12,5 mm x 12,5mm x 5,2 mm), assim como *blanks* produzidos em laboratório, no Departamento de Engenharia de Materiais da *Katholieke Universiteit Leuven*, com composição 53NbC-9Ni-24WC-14TiC (13,1 mm x 13,1 mm x 4,5 mm), tiveram suas superfícies de folga retificadas em uma retificadora para preparação de insertos Agathon DOM Plus (potência máxima de 16 kW e rotação máxima de 3400 rpm) equipada com rebolo e dressador do tipo copo, como mostrado na Figura 3.

Figura 3 - Retificadora de insertos de corte utilizada nos experimentos



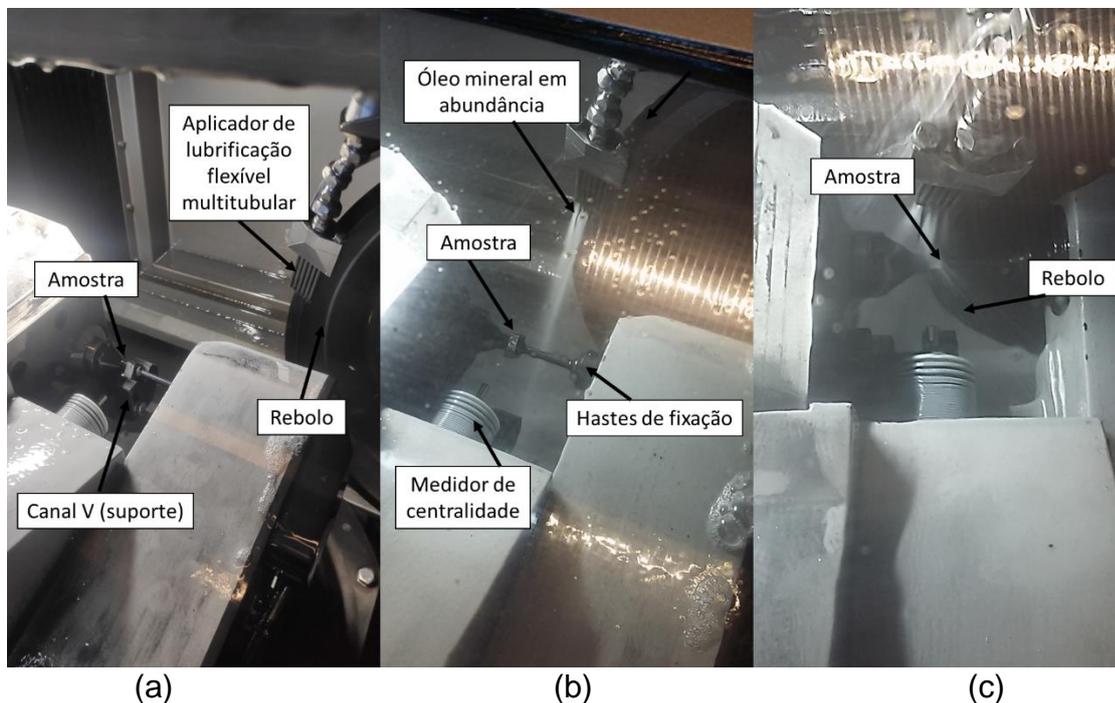
Antes da realização de cada teste, a fim de se garantir a topografia inicial da camada abrasiva, o rebolo foi dressado com condições constantes: velocidade de corte do dressador $v_{cd} = 10$ m/s, velocidade de avanço axial do dressador $v_{fad} = 3$ $\mu\text{m/s}$, velocidade de corte do rebolo $v_c = 20$ m/s e percurso total de dressagem $l_d = 15$ μm . De maneira a não se ter desgaste significativo do rebolo, um volume de material de aproximadamente 25 mm^3 foi removido de cada inserto. Cada teste, relacionado a determinado conjunto de condições, foi realizado nos quatro lados do inserto, sendo os valores médios e respectivos desvios-padrão das variáveis de saída utilizados para análise.

Tanto a dressagem quanto a retificação das amostras foram realizadas com a aplicação de forma abundante do óleo mineral integral Blasogrid HC5. O bocal de fluido, posicionado tangencialmente à camada abrasiva do rebolo, a aproximadamente 10 mm de distância da parte superior da amostra, possui seis tubos paralelos, que proporcionam uma vazão de 12 l/min.

Depois que o inserto é posicionado no canal V (Figura 4a), as hastes o fixam com uma força (ajustável) de 200 N, o canal é recolhido (Figura 4b) e um apalpador verifica sua centralização. Após o processo de dressagem, o rebolo e o inserto se alinham para retificação da primeira superfície de folga (lado 1, Figura 4c).

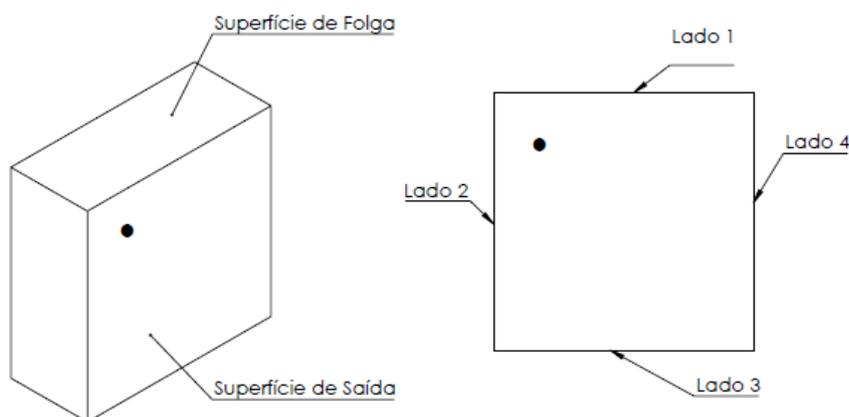
Terminada esta etapa, o inserto é rotacionado para a retificação dos lados subsequentes.

Figura 4- Sequência do processo de retificação: (a) colocação do inserto no canal; (b) fixação do inserto pelas hastes; (c) retificação do primeiro lado



A indicação das superfícies e dos lados retificados sequencialmente é apresentada na Figura 5, sendo o ponto no canto superior esquerdo utilizado como referência.

Figura 5 - Superfícies e lados retificados



Para escolha dos parâmetros, foram considerados os limites da máquina, trabalhos anteriores, como o de Cruz et al. (2020), e os rebolos disponíveis, de concentração C100 ($0,88 \text{ g/cm}^3$), como mostrados na Tabela 1. Com isso, espera-se observar o comportamento das forças e da energia específica, assim como a qualidade superficial do inserto retificado, nas diferentes situações.

Tabela 1 - Parâmetros de retificação

Teste	Ligante	Tamanho do grão d_G [μm]	Velocidade de corte v_c [m/s]	Velocidade de avanço axial v_{fa} [mm/min]	Espessura média de cavaco por grão h_{cu} [μm]
1	Vitrificado	15	60	2	0,051
2	Vitrificado	15	12	25	0,267
3	Resinoide	15	60	2	0,044
4	Resinoide	15	12	25	0,232
5	Vitrificado	46	60	2	0,157
6	Vitrificado	46	12	25	0,819
7	Resinoide	46	60	2	0,136
8	Resinoide	46	12	25	0,710

4.1.1 Análise da força de retificação

As forças normal e tangencial geradas durante o processo foram obtidas por um sistema de medição de corrente elétrica (taxa de aquisição de 50 Hz) acoplado aos motores da máquina. Tal sistema, assim como o software de aquisição e conversão dos valores de corrente em força, é integrado à máquina e foi

desenvolvido por seu fabricante, o que inviabiliza o fornecimento de maiores detalhes, por serem confidenciais.

Os valores máximos das componentes normal e tangencial da força de retificação foram utilizados para o cálculo das forças específicas (Equação 3), da energia específica (Equação 4) e das forças médias por grão (Equação 5).

$$F''_i = \frac{F_i}{A} \quad (\text{Equação 3})$$

$$e = \frac{F''_t \cdot v_c}{v_{fa}} \quad (\text{Equação 4})$$

$$F_{iG} = \frac{F_i}{N_{GV} \cdot z \cdot A \cdot f_c} \quad (\text{Equação 5})$$

Sendo: F_i = componente da força de retificação (i = normal ou tangencial); v_c = velocidade de corte; v_{fa} = velocidade de avanço axial; N_{GV} = concentração de grãos por unidade de volume; z = aproximação da protrusão do grão ($\sim 0,3 \times d_G$); A = área da superfície retificada; f_c = fator de correção proposto por Cruz et al. (2020) (1 para ligante resinoide e 0,7 para ligante vitrificado).

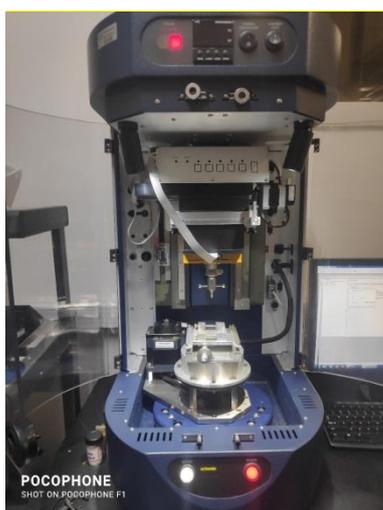
4.2 TESTES DE RISCAMENTO

A fim de se tentar observar separadamente a ocorrência de atrito, sulcamento e cisalhamento nos diferentes materiais de ferramenta e se determinar a faixa da relação de forças para cada um destes fenômenos, foram realizados testes de riscamento com diferentes profundidades e a comparação dos resultados (relação de forças e características do risco) àqueles obtidos em ensaios de retificação com diferentes condições, que levam a distintas espessuras médias de cavaco por grão. Naturalmente, devido à geometria mais grosseira do penetrador, a profundidade dos sulcos obtidos nos testes de riscamento e de retificação não poderá ser comparada, assim como os valores absolutos das forças medidas. Contudo, espera-se que a relação de forças tenha comportamento similar e, com isso, que se possa, com a

ajuda dos resultados gerados nos testes de riscamento realizados por um “único grão”, simular o processo de retificação.

Para isso, riscos com carga normal constante de 15 N, 40 N e 80 N foram feitos por meio de um penetrador Rockwell C, com ponta cônica de diamante, com ângulo de 120° e raio de $200\ \mu\text{m}$, montado em um Triboidentador Bruker UM 2 (Figura 6a), sobre amostras dos materiais de ferramenta mencionados (Figura 6b). Estas foram preparadas exclusivamente para este fim, lixadas e polidas com o procedimento descrito na Seção 4.3.2. Os riscos, com comprimento de 2 mm, foram executados a partir de um deslocamento linear com velocidade de 10 mm/min, de modo que a parte central de cada risco não sofresse efeitos de aceleração e desaceleração, sendo adequada para análise. O procedimento foi repetido em ao menos duas amostras de cada tipo de material.

Figura 6- (a) Triboidentador utilizado para os ensaios de riscamento; (b) amostras antes da execução dos ensaios



(a)

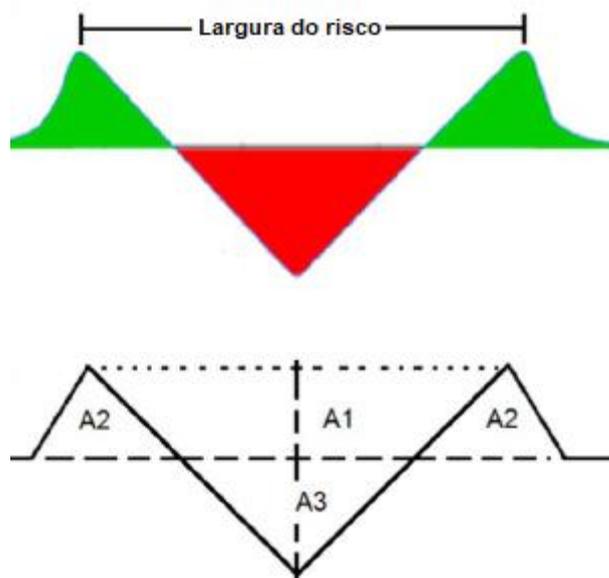


(b)

Após os ensaios de riscamento, os *blanks* foram avaliados no microscópio confocal Alicona InfiniteFocus SL (100x de ampliação) para a análise e medição da profundidade dos riscos. A avaliação dos mecanismos de remoção foi feita a partir de uma análise da proporção entre as áreas de material cisalhado e deformado geradas pelo risco, conhecido como fator de remoção de material. Conforme mostra a Figura 7, observa-se que a trajetória do indentador gera um perfil transversal, com

um vale formado pela remoção de material e dois cumes causados por sua deformação lateral ou sulcamento.

Figura 7 - Seção transversal típica de um risco



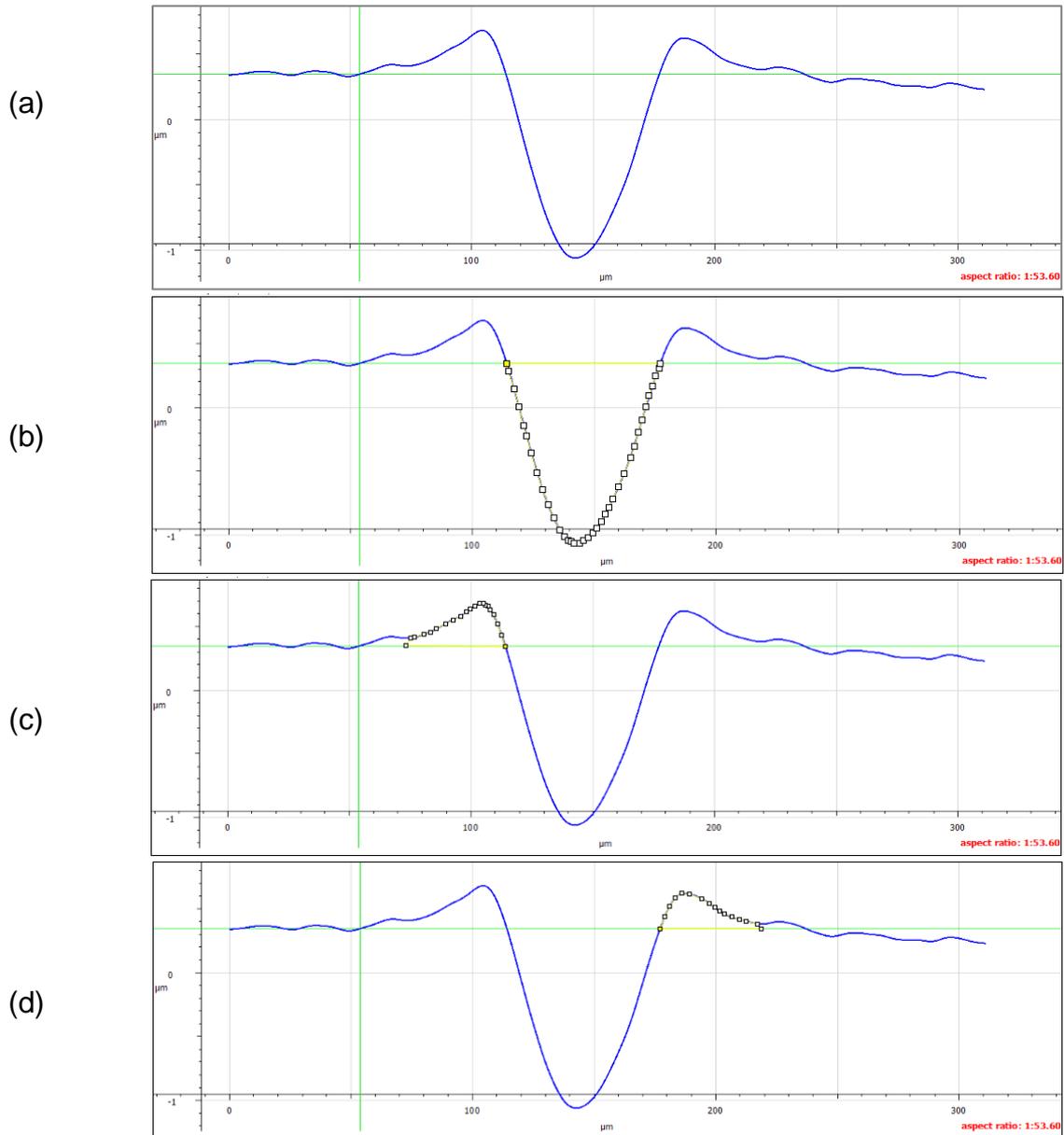
Fonte: Adaptado de Franco e Sinatora, 2017

Segundo Franco e Sinatora (2017), é possível, em materiais dúcteis, correlacionar essas áreas, a fim de se determinar o mecanismo de remoção. O fator de remoção de material f_{ab} pode variar de 0 (atrito) a 1 (microcorte), conforme a Equação 6, na qual A_3 = área do vale e A_2 = área da região de material deformado.

$$f_{ab} = \frac{A_3 - A_2}{A_3} \quad (\text{Equação 6})$$

A seção transversal média em cada condição foi obtida a partir de 200 perfis posicionados sobre os diferentes riscos por meio do software de tratamento de imagens Alicona Metrology Measurement. As áreas foram calculadas pela geração de polígonos aproximados sobrepostos ao perfil nas respectivas regiões (vale e cumes) por meio do software Image J, tendo como referência uma linha manualmente ajustada ao plano da amostra. O exemplo de um perfil e os pontos de interpolação para determinação da área são mostrados na Figura 8.

Figura 8 - Exemplo de (a) perfil utilizado para cálculo das áreas (b) do vale e dos (c, d) cumes

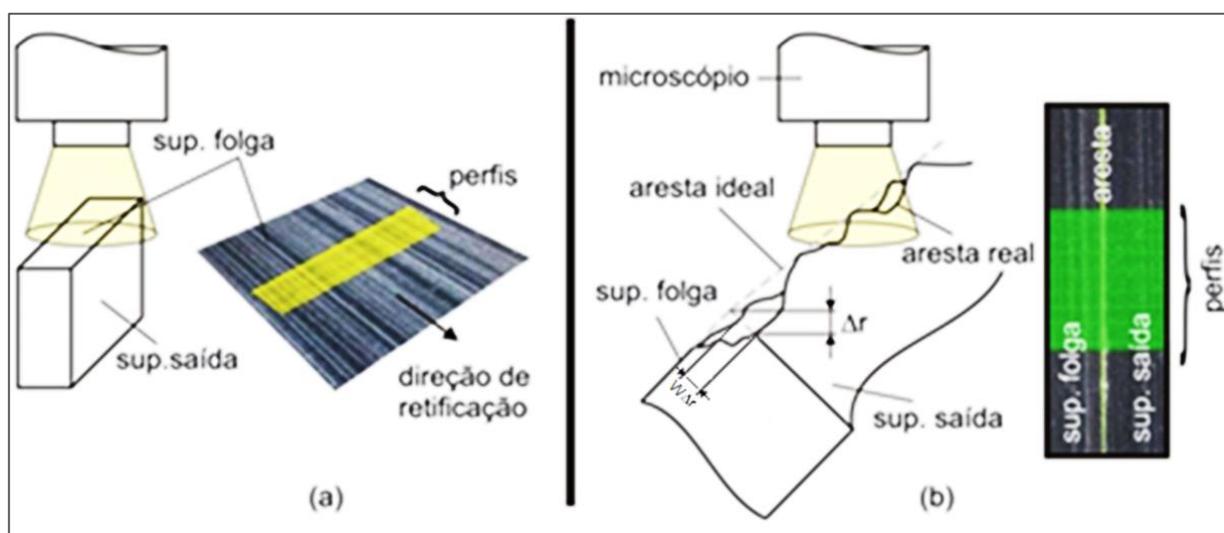


4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS INSERTOS

4.3.1 Qualidade superficial após a retificação

Os insertos retificados tiveram sua integridade avaliada pelo microscópio Alicona InfiniteFocus SL (100x de ampliação). Cada superfície de folga de cada um dos insertos foi analisada pelo parâmetro de rugosidade Rz (média das distâncias de pico a vale em cinco diferentes trechos), em função de sua relação mais direta com a espessura média de cavaco por grão h_{cu} , que está diretamente relacionada à profundidade do sulco. O parâmetro foi medido na direção perpendicular à direção de retificação, com a aplicação de 200 perfis (Figura 9a). Já a qualidade de cada aresta de cada um dos insertos foi avaliada pelos parâmetros Δr e $W\Delta r$ (também com a aplicação de 200 perfis por medição), que correspondem, respectivamente, à menor distância entre o perfil ideal (intersecção das superfícies de folga e de saída) e o perfil real da aresta e à largura do lascamento (Figura 9b). Tendo em vista a retificação de um inserto quadrado, para cada condição de retificação, valores médios e desvios-padrão de 800 perfis foram utilizados para análise.

Figura 9 - Esquema de medição da (a) rugosidade e da (b) qualidade de aresta



Fonte: Adaptado de Cruz et al., 2020.

4.3.2 Microestrutura

Amostras dos diferentes materiais de ferramenta tiveram suas superfícies lixadas com lixas de SiC de granulometria #200, #400, #600 e #1200 e polidas com pastas de diamante de 3, 1 e 0,25 μm . Em seguida, foram atacadas com solução de Murakami (5 g de KOH, 5 g de C6FeK4N6 e 50 ml de água), de acordo com a norma B657-18. Após isso, imagens de sua microestrutura foram obtidas por meio do microscópio eletrônico de varredura (MEV) Philips XL-30 FEG, equipado com sistema de espectroscopia por energia dispersiva (EDS), com resolução de 2 nm a 30 kV.

4.3.3 Dureza e tenacidade

A dureza Vickers HV30 de cada material foi medida por um durômetro Futuretech FM-800, com aplicação de uma carga de 294 N durante 15 s. A tenacidade à fratura K_{IC} foi calculada pelo método de Palmqvist a partir do comprimento das trincas radiais em torno das indentações, por meio da fórmula proposta por Shetty et al. (1985) para materiais duros (Equações 7 e 8).

$$K_{IC} = \beta(HW)^{1/2} \quad (\text{Equação 7})$$

$$W = \frac{P}{\bar{a}} \quad (\text{Equação 8})$$

Sendo: β = constante de Shetty ($8,89 \times 10^{-2}$); H = dureza Vickers; P = carga de carregamento; \bar{a} = média aritmética das quatro trincas radiais da endentação.

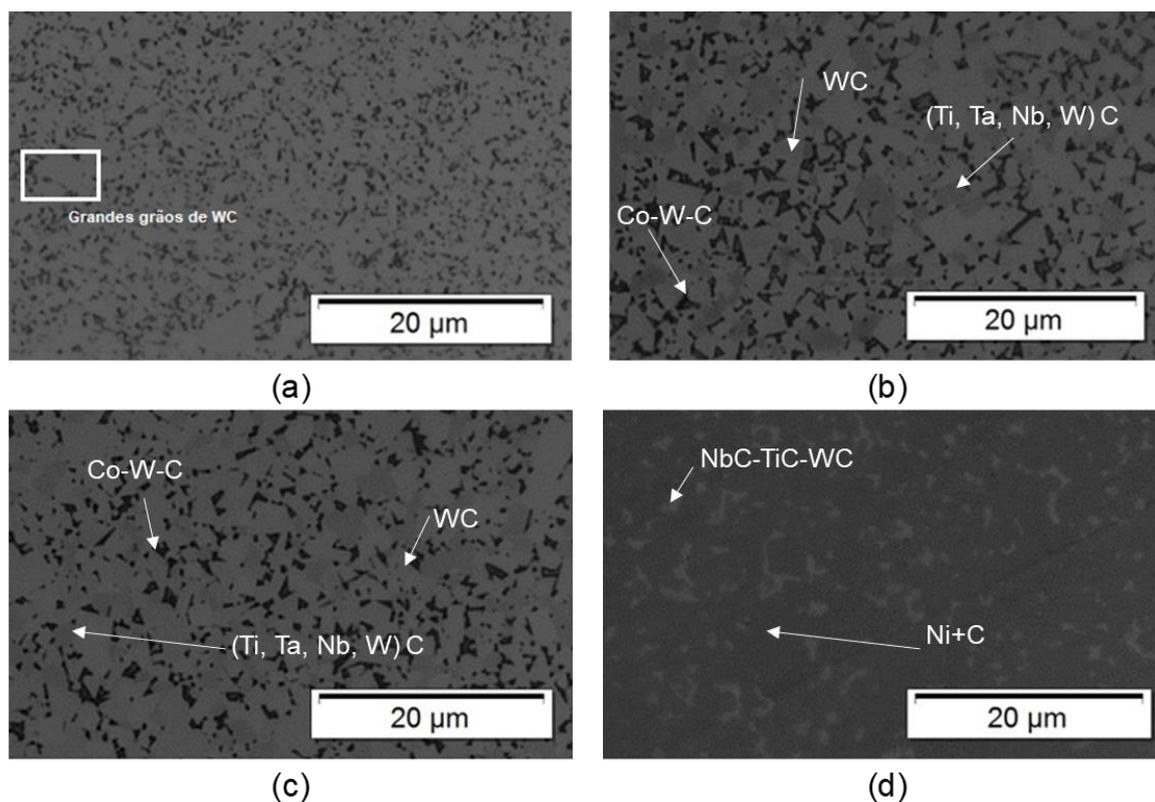
Para a obtenção de resultados com confiabilidade adequada, foram utilizados para análise valores médios e desvios-padrão de cinco diferentes medidas em ao menos duas amostras de cada material.

5 RESULTADOS

5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

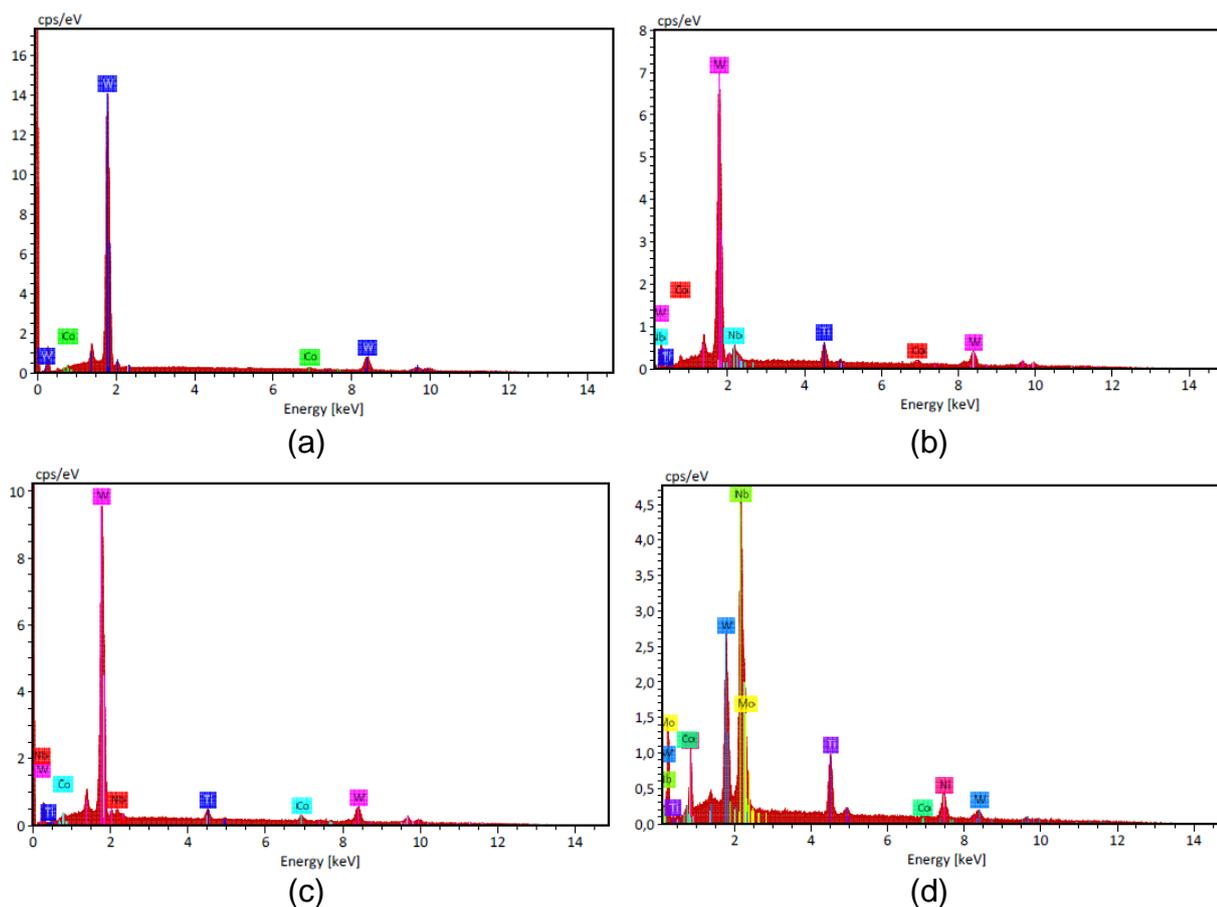
A microestrutura dos metais duros é definida pela composição e tamanho das partículas do pó original, podendo-se observar na Figura 10 a microestrutura dos materiais estudados. Na Figura 10a, referente ao metal duro classe K10, nota-se a presença de apenas duas fases, uma clara, representando WC, e uma escura, representando o ligante Co. Já nas Figuras 10b e 10c, distingue-se o surgimento de uma terceira fase cinza, com a mistura de outros componentes endurecedores dissolvidos uns nos outros. No quarto material (NbC-Ni, Figura 10d), verifica-se a distinção de apenas duas fases, a dissolução do ligante no C (fase cinza) e carbonetos de nióbio (fase clara).

Figura 10 - Imagens feitas por microscópio óptico com 100x de ampliação da microestrutura das classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni



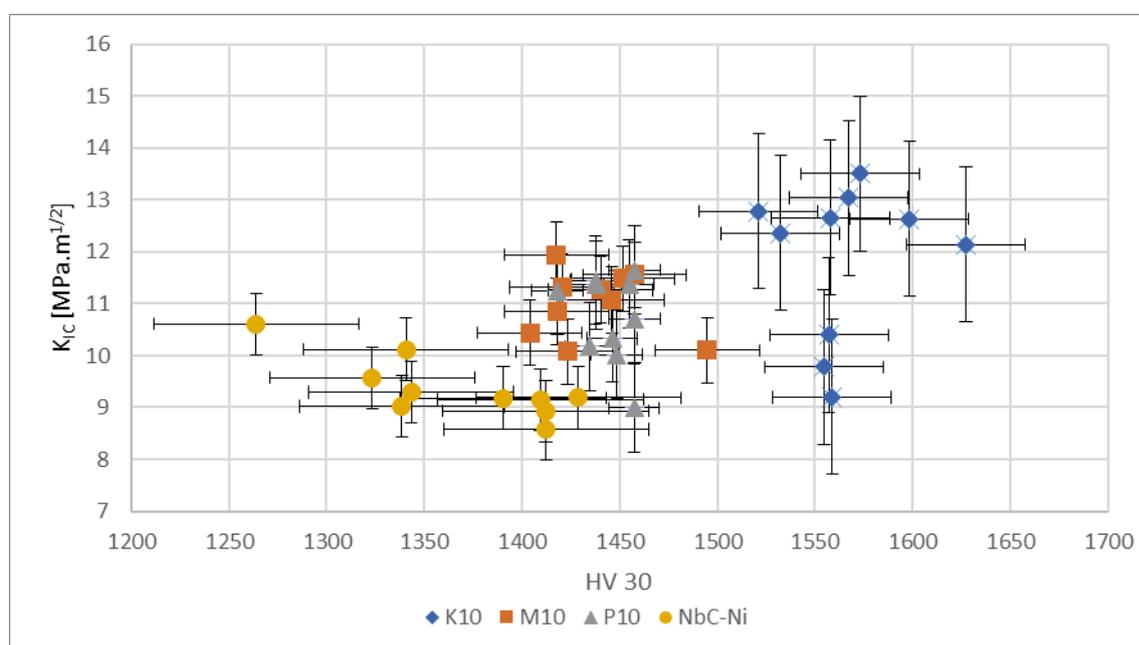
O mapeamento feito a partir da espectroscopia de energia dispersiva (EDS, Figura 11) apresenta a distribuição e composição dos diferentes materiais. Conforme esperado, nota-se para a classe K10 a presença relevante de W e Co, enquanto para as classes M10 e P10, verifica-se, adicionalmente, a ocorrência de Ti e Nb, que permitem a formação dos respectivos carbonetos. Já o cermet produzido em laboratório possui, além de W, uma elevada proporção de Nb, além de apresentar Ti e Ni. O aparecimento de Mo aconteceu pela grande proximidade da energia de ionização desse elemento com o Nb. Nesta composição, estes elementos permitem a elevação da dureza, assim como o aglutinamento e redução da dureza das partículas de NbC-Ni. O Ni, além de ter uma boa afinidade química com o NbC, é menos cancerígeno e tóxico do que o Co (Woydt et al., 2018).

Figura 11 - Análise EDS das classes (a) K10, (b) M10, (c) P10, e (d) NbC-Ni



A dureza e a tenacidade são propriedades mecânicas importantes, que permitem direcionar a aplicação dos materiais. Materiais de ferramenta com elevada dureza são recomendados para operações de acabamento, mais estáveis, enquanto materiais com altos valores de tenacidade são sugeridos para operações de desbaste, devido às elevadas cargas mecânicas e oscilações do processo. Deve-se lembrar, porém, que a afinidade química do material da ferramenta com a peça tem papel importante em sua vida e, portanto, maiores valores de dureza e tenacidade, de forma isolada, não propiciam, necessariamente, melhor desempenho. A Figura 12 mostra um gráfico com a posição relativa de cada material em termos das propriedades medidas.

Figura 12 - Relação de dureza e tenacidade para as diferentes classes de metal duro



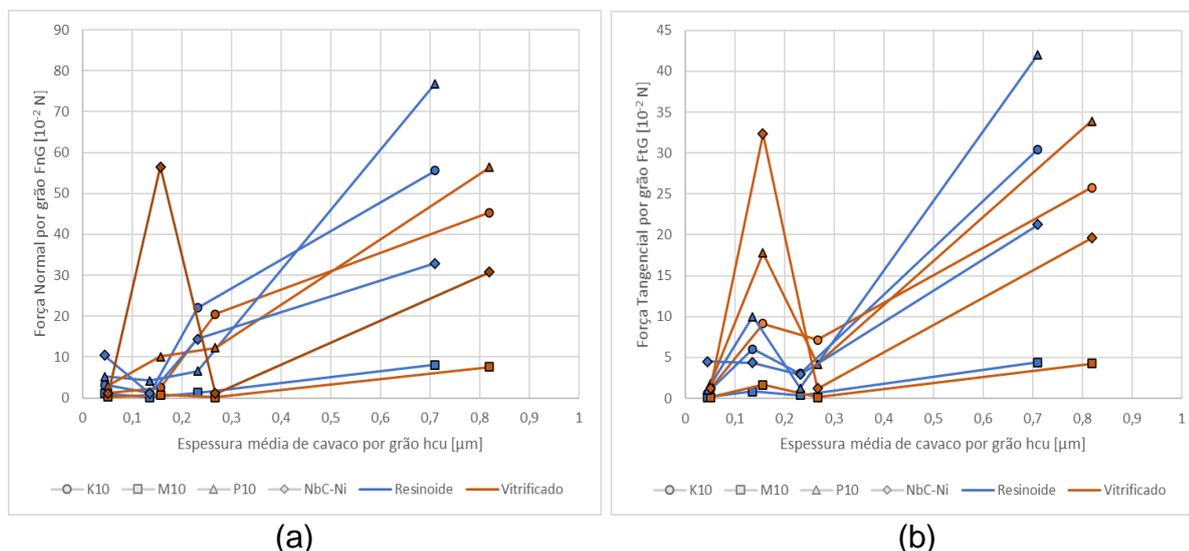
Em média, maiores valores de dureza e tenacidade foram obtidos para a classe K10, seguida das classes M10 e P10, com comportamentos similares. Comparativamente, a liga NbC-Ni apresentou resultados inferiores, o que pode ter ocorrido em função de um significativo crescimento de grão em metais duros baseados nesta composição durante sinterização sem pressão por 1 h a 1360-

1420 °C, que pode ser minimizado com a adição de carboneto e maior taxa de aquecimento.

5.2 ANÁLISE DE FORÇAS E ENERGIA NA RETIFICAÇÃO

A Figura 13 mostra a evolução da força média por grão nas direções normal e tangencial em função da espessura de cavaco por grão para todas as condições testadas. De maneira geral, verifica-se um aumento das forças com maiores valores de espessura de cavaco por grão (ver Equação 1 para influência dos parâmetros de forma isolada), havendo oscilação, notada principalmente para a componente tangencial (Figura 13b), até uma espessura próxima de 0,25 μm .

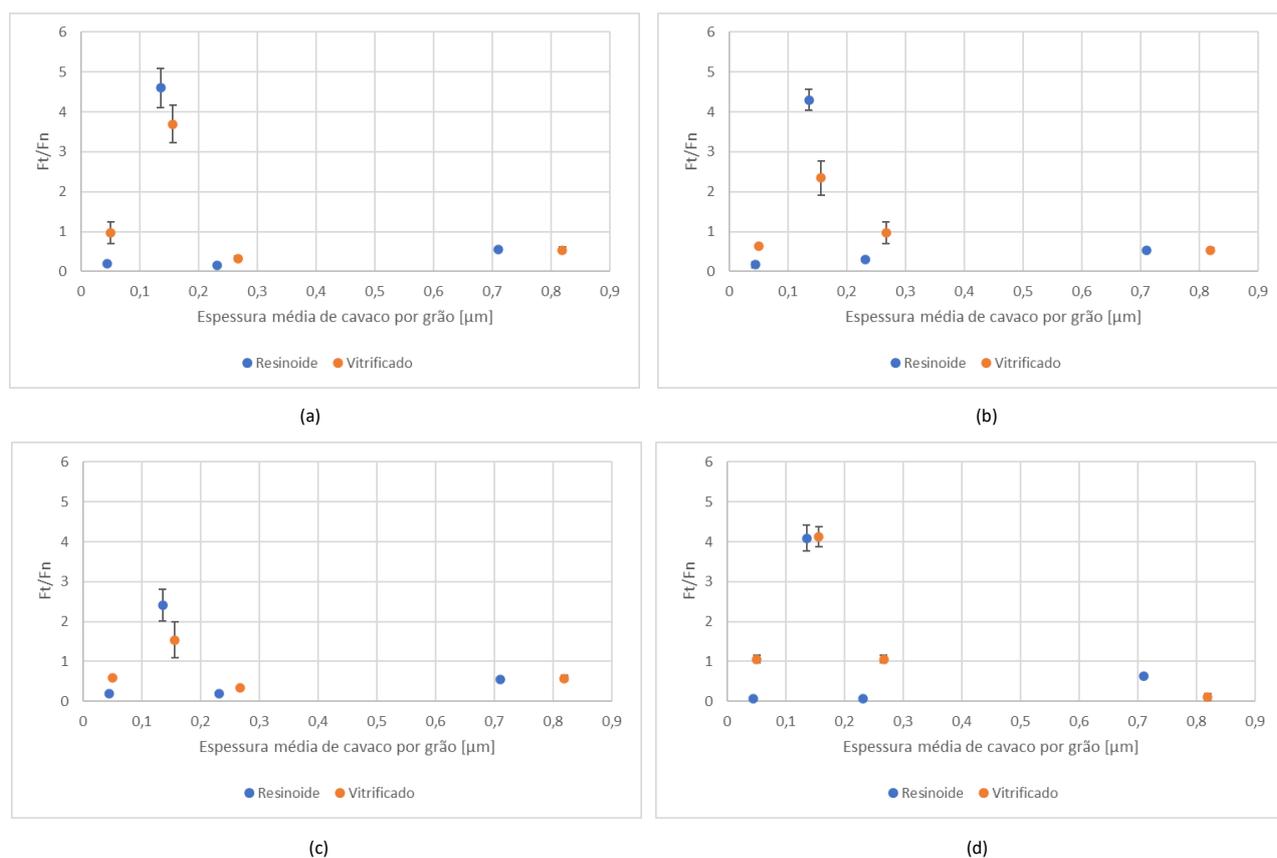
Figura 13 - Comportamento da força média por grão nas direções (a) normal e (b) tangencial em função da espessura média de cavaco por grão



Após este primeiro trecho, fica clara a ocorrência de maiores forças durante a retificação da classe P10, seguida pela K10, NbC-Ni e M10, o que não traz relação com os valores de dureza e tenacidade medidos. Considerando-se o mesmo material, notam-se forças mais elevadas com o uso do rebolo com ligante resinoide, o qual, apesar de propiciar um maior número de grãos ativos ($f_c = 1$ na Equação 1), o que deveria levar a uma menor força por grão, possui menor rigidez e dificulta a penetração dos grãos abrasivos no material, aumentando as forças.

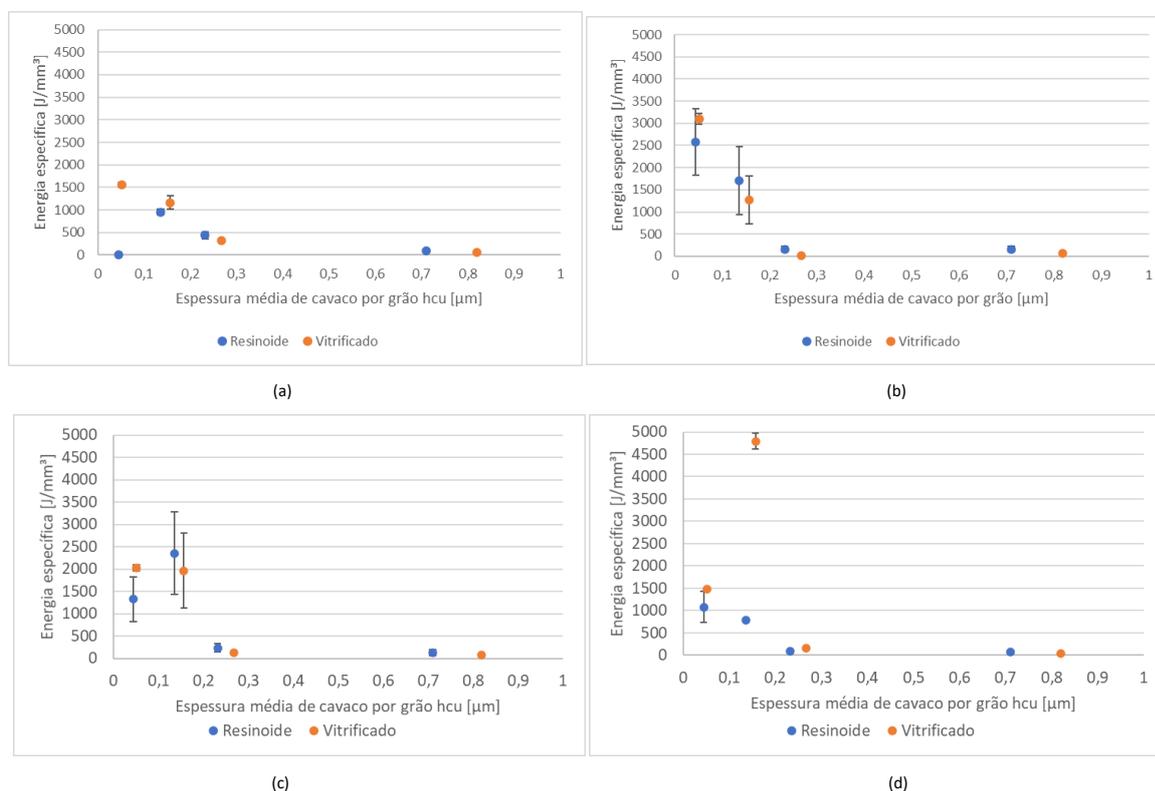
Sabendo que a eficiência do processo de retificação está diretamente relacionada à efetiva remoção de material por cisalhamento e que, contudo, boa parte dos esforços está ligada à deformação e ao atrito, pode-se dizer que uma relação F_t/F_n com elevados valores indica um processo eficiente, sendo a força na direção tangencial aquela responsável pelo corte. A Figura 14 apresenta as relações obtidas para as diferentes condições experimentais. Em todos os casos, nota-se um aumento inicial da relação ($F_t/F_n > 1$) até uma espessura de cavaco por grão de aproximadamente $0,15 \mu\text{m}$, seguido de um decréscimo e estabilização ($F_t/F_n < 1$) a partir de uma espessura em torno de $0,25 \mu\text{m}$. Com isso, verifica-se a existência de uma faixa crítica ($0,1 \mu\text{m} < h_{cu} < 0,2 \mu\text{m}$) dentro da qual parece haver a predominância de cisalhamento em relação aos outros fenômenos. Comportamentos similares foram observados para todos os materiais, com exceção da menor amplitude máxima da relação para a classe P10.

Figura 14 - Relação F_t/F_n das classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão



A energia específica também corresponde a um parâmetro frequentemente utilizado na análise de eficiência do processo e, em diversos casos, permite determinar a espessura de cavaco limite, a partir da qual passa a haver remoção de material no modo frágil, fenômeno que é caracterizado pela estabilização do valor de energia no gráfico. A Figura 15 apresenta o comportamento obtido para os testes realizados, onde se nota, de modo geral, redução da energia com maiores espessuras de cavaco por grão, sendo valores mais estáveis, menores que 500 J/mm³, atingidos a partir de uma espessura crítica de aproximadamente 0,25 μm. Tal comportamento foi observado para todos os materiais.

Figura 15 - Energia específica obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão

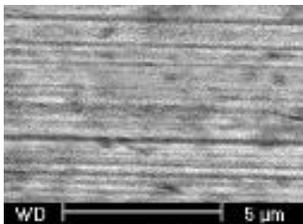
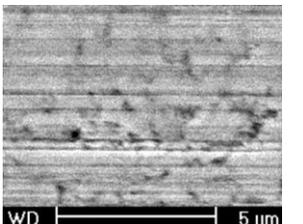
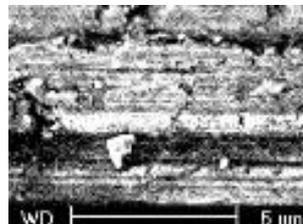
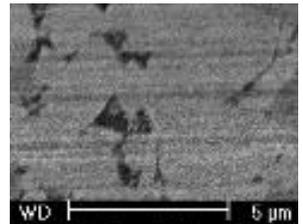
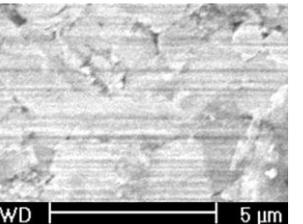
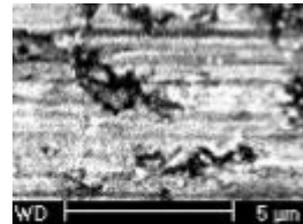
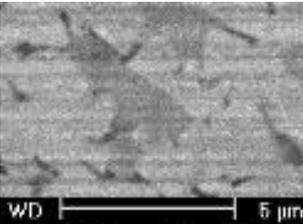
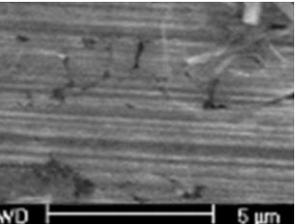
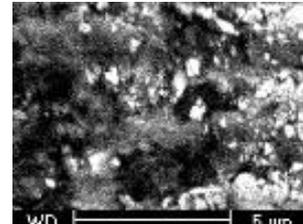
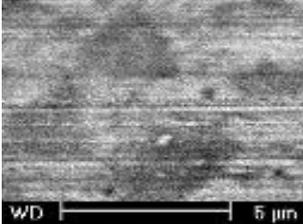
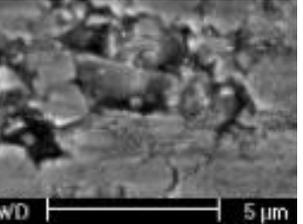
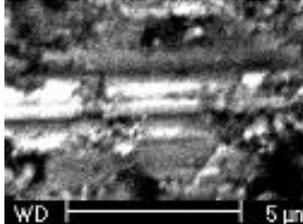


Oscilações da energia em espessuras de cavaco por grão entre 0,1 μm e 0,2 μm, conforme observado para a relação de forças, foram registradas para as classes K10, P10 e NbC-Ni. Os menores valores de energia foram encontrados para a classe K10 em todas as condições.

5.3 CARACTERÍSTICAS SUPERFICIAIS

Uma primeira análise das características superficiais pode ser feita a partir de imagens das superfícies retificadas por diferentes condições de processo. A Figura 16 apresenta as superfícies geradas para diferentes espessuras médias de cavaco por grão, tendo como base as regiões definidas na Figura 15 como associadas à remoção dúctil, transição e remoção frágil.

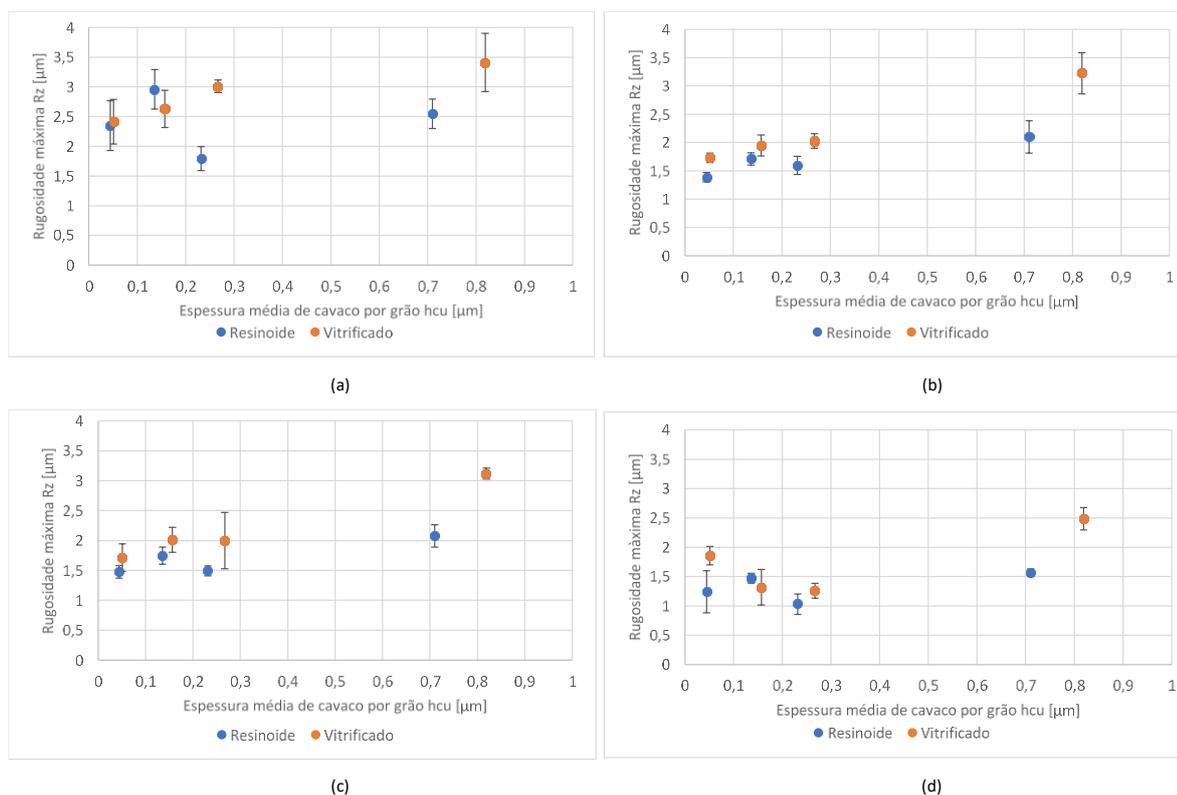
Figura 16 - Imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários das superfícies de folga retificadas num mesmo conjunto de condições para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavac

	$h_{cu} = 0,0443 \mu\text{m}$ (regime dúctil)	$h_{cu} = 0,2316 \mu\text{m}$ (transição)	$h_{cu} = 0,7101 \mu\text{m}$ (regime frágil)
K10			
M10			
P10			
NbC-Ni			

Em todas as situações, verifica-se uma degradação progressiva da qualidade da superfície com o aumento da espessura de cavaco por grão, o que está relacionado ao modo de remoção, conforme já discutido. Menores espessuras levam a riscos regulares dos grãos abrasivos sobre a superfície, enquanto seu aumento provoca a formação de trincas e arrancamento dos grãos de carbonetos. Com a aplicação da maior espessura, resulta um corte mais agressivo, no qual, além da formação de trincas e arrancamento de grupos de grãos, nota-se o esmagamento do ligante, empurrado para as laterais dos sulcos, sendo estes mais profundos. Embora ocorra um corte mais eficiente (menor consumo de energia por volume de material removido) com o aumento da espessura média de cavaco por grão, o que corresponde a um efeito positivo, deve-se destacar que as maiores cargas mecânicas envolvidas acabam por danificar a superfície gerada, já que materiais de ferramentas possuem característica frágil, em função da elevada dureza de seus constituintes.

De maneira a se quantificar a qualidade superficial dos insertos retificados, a Figura 17 apresenta os resultados da rugosidade máxima R_z em função da espessura média de cavaco por grão para as diferentes condições testadas.

Figura 17 - Rugosidade máxima Rz obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão



Apesar da oscilação dos resultados, observa-se nos gráficos dos quatro materiais certa tendência de crescimento da rugosidade com maiores espessuras de cavaco por grão, notável principalmente a partir da espessura de 0,25 μm , também associada à transição dúctil-frágil, devido à remoção irregular de material, com formação de sulcos mais profundos, arrancamento de grãos e espalhamento do ligante.

Para as menores espessuras de cavaco por grão (faixa ainda considerada de remoção dúctil), é possível observar uma diminuição dos valores de rugosidade na seguinte ordem: K10 (entre 2,5 μm e 3,5 μm), M10/P10 (entre 1,5 μm e 2,0 μm) e NbC-Ni (entre 1,0 μm e 1,5 μm). Tal fato pode ser atribuído à redução da dureza dos materiais, que diminui sua fragilidade e, conseqüentemente, sua propensão à formação de trincas e ao arrancamento dos grãos de carbonetos.

Os parâmetros de qualidade de aresta são apresentados nas Figuras 18 e 19, nas quais se verifica baixa ou nenhuma tendência com o crescimento da espessura média de cavaco por grão e elevada dispersão, tendo como base os desvios-padrão calculados. A fragilidade desta região, devido à menor capacidade de suporte dos

grãos de carboneto no ligante, diminui sua sensibilidade aos parâmetros de retificação, gerando lascamentos de dimensões similares. Resultados semelhantes foram obtidos para todos os materiais.

Figura 18 - Rugosidade na aresta Δr obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão

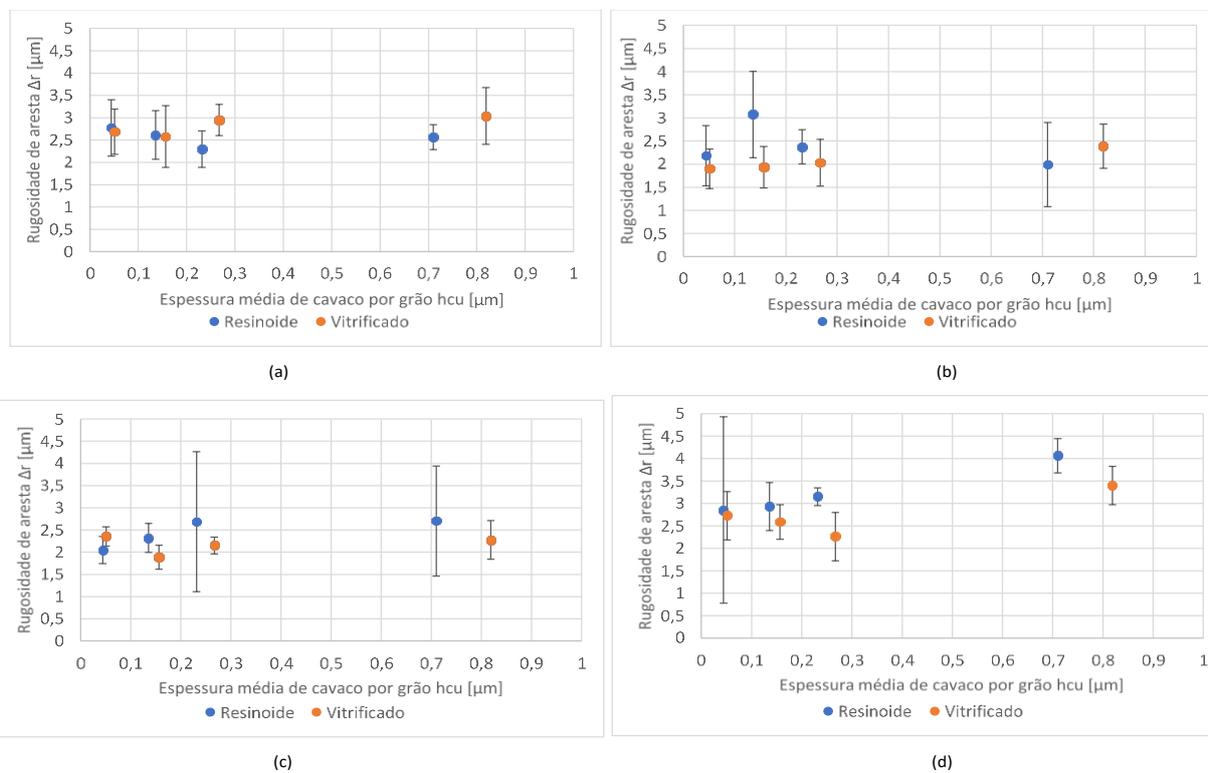
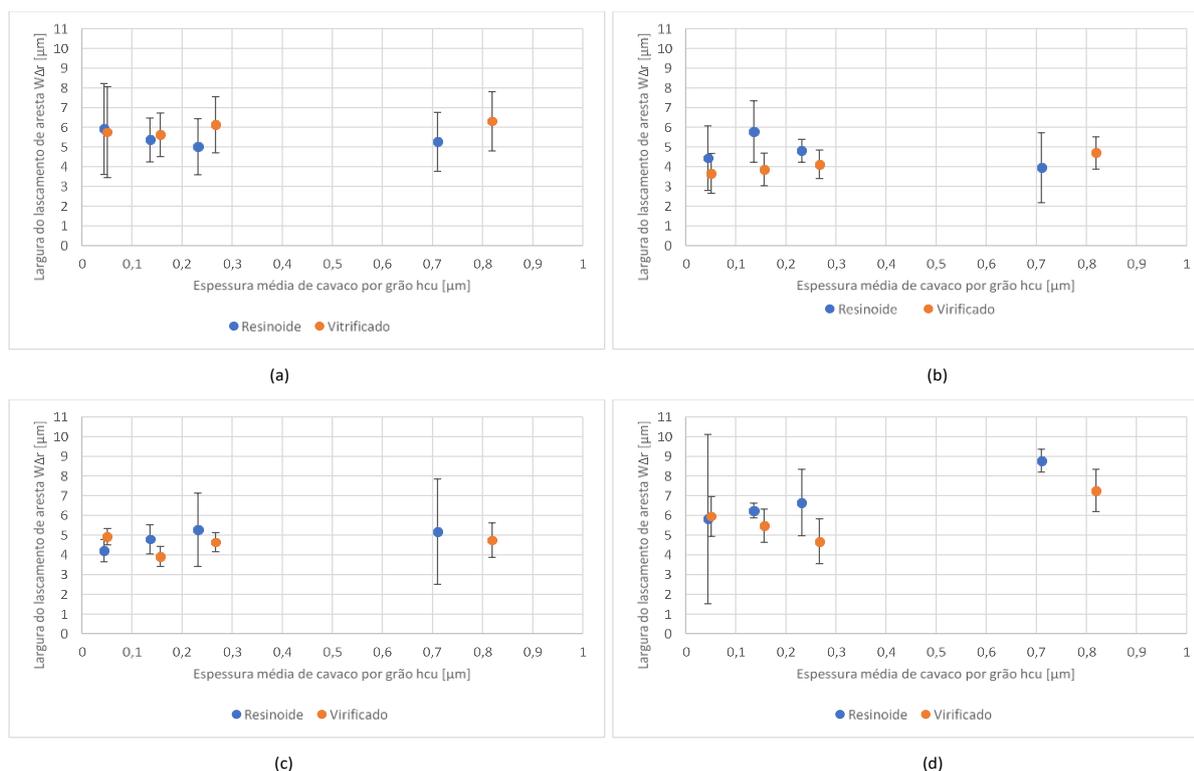


Figura 19 - Largura do lascamento na aresta $W_{\Delta r}$ obtida para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni em função da espessura média de cavaco por grão



Apesar dos valores de rugosidade e qualidade de aresta quantitativamente próximos em comparação às outras classes de metal duro, o NbC-Ni apresentou trincas macroscópicas perpendiculares ao sentido de retificação quando submetido ao processo com rebolo vitrificado D15, velocidade de avanço axial $v_{fa} = 25$ mm/min e velocidade de corte $v_c = 12$ m/s, como mostrado na Figura 20. Cabe destacar que a espessura média de cavaco por grão nessas condições corresponde àquela considerada associada à transição dúctil-frágil ($h_{cu} = 0,267$ μm), podendo ter ocorrido uma combinação crítica de cargas térmicas e mecânicas que levaram à formação exagerada de trincas. A comparação de uma das superfícies obtidas com os mesmos parâmetros neste e nos outros materiais pode ser vista na Figura 21, onde a ocorrência de trincas fica evidente.

Figura 20 - Imagens feitas em microscópio óptico com 100x de ampliação na região central de cada uma das superfícies de folga do material NbC-Ni retificadas com rebolo vitrificado D15, velocidade de avanço axial $v_{fa} = 25$ mm/min e velocidade de corte $v_c =$

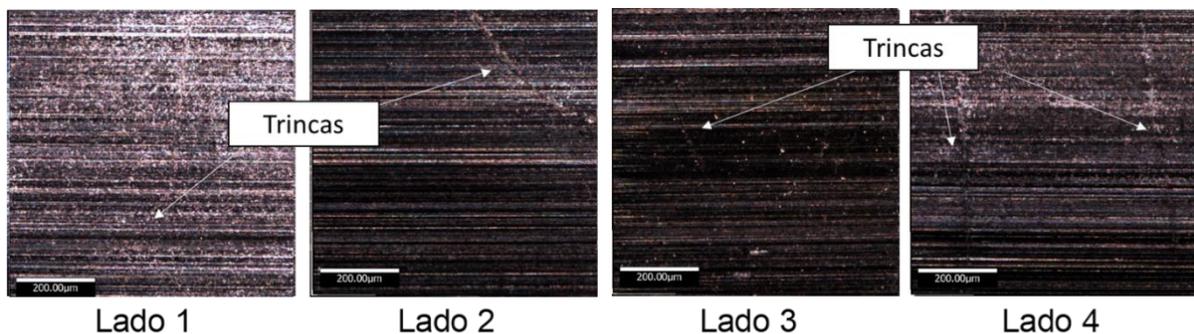
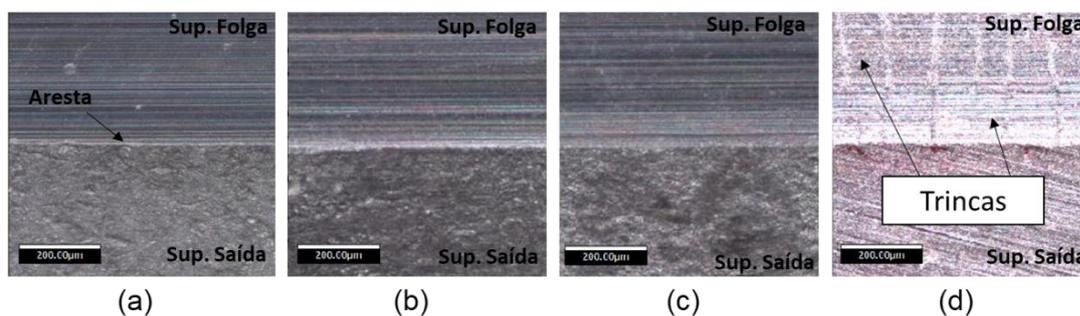
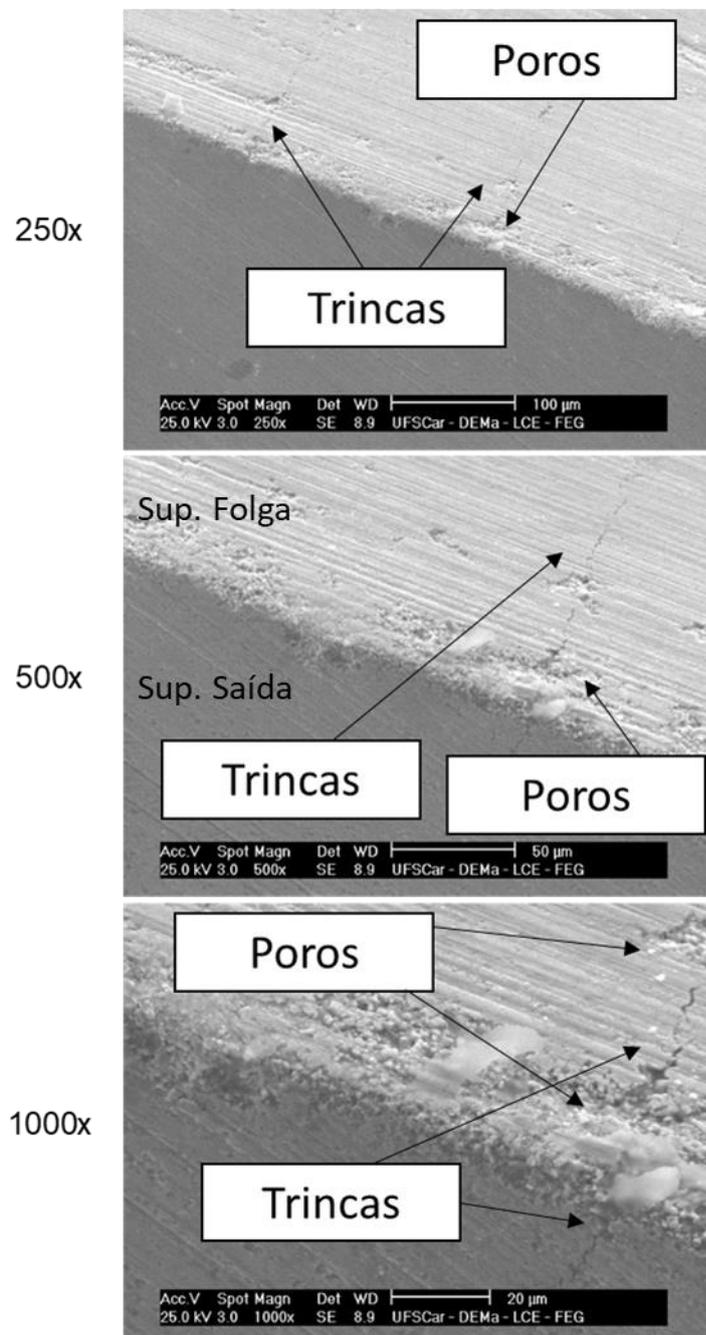


Figura 21 - Imagens feitas em microscópio óptico com 100x de ampliação nas arestas obtidas para as classes (a) K10, (b) M10, (c) P10 e (d) NbC-Ni retificadas com rebolo vitrificado D15, velocidade de avanço axial $v_{fa} = 25$ mm/min e velocidade de corte v_c



A partir de imagens mais detalhadas, com diferentes aumentos, como apresentadas na Figura 22, nota-se que as trincas se iniciam nas porosidades do material.

Figura 22 - Região da aresta do material NbC-Ni em diferentes aumentos, com destaque para a formação de uma trinca

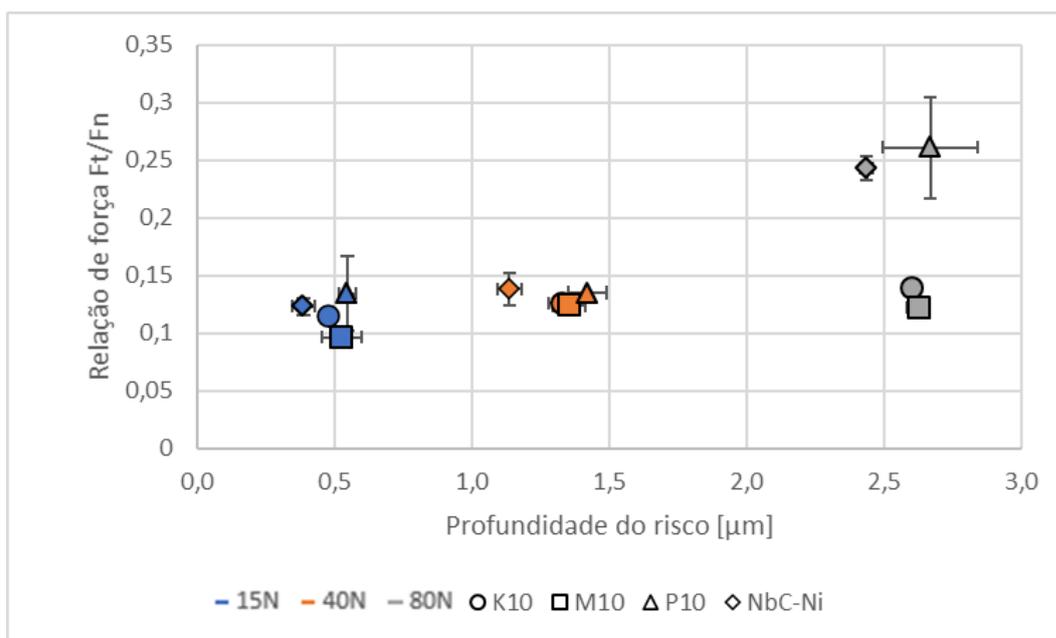


5.4 TESTES DE RISCAMENTO

Os testes de riscamento foram realizados com o intuito de se verificar a possibilidade de encontrar, neste tipo de experimento, resultados análogos àqueles

gerados no processo de retificação, no que diz respeito aos mecanismos de remoção de material e relação de forças. A Figura 23 mostra a média da relação entre as forças tangenciais e normais medidas, também conhecida como coeficiente de atrito aparente, nos ensaios de riscamento em função das profundidades dos riscos medidas no microscópio óptico Alicona InfiniteFocus SL (100x de ampliação), atingidas com as diferentes cargas de penetração testadas.

Figura 23 - Relação de forças F_t / F_n obtida em ensaios de riscamento com valores distintos de força normal em função das diferentes profundidades dos riscos obtidos



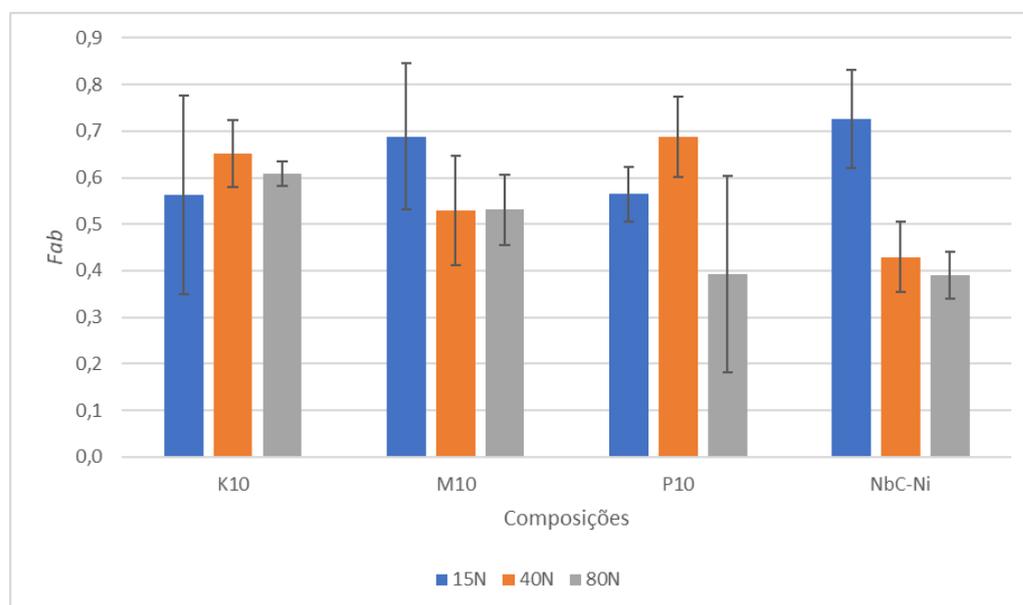
De acordo com os resultados obtidos, uma comparação direta entre as relações de força nos ensaios de retificação e nos testes de riscamento não foi possível, provavelmente devido às diferentes características geométricas e dimensionais do indentador em comparação ao grão abrasivo, embora as forças por grão tenham atingido valores dentro da faixa testada nos testes de riscamento. Além disso, destaca-se que as profundidades atingidas nos riscos são bastante superiores às verificadas pela espessura média de cavaco por grão na região de transição dúctil-frágil o que, novamente, impediu uma comparação do comportamento de F_t / F_n para os diferentes modos de remoção.

Maiores valores da relação de forças foram obtidos na profundidade atingida pela maior carga normal apenas no caso das classes P10 e NbC-Ni, as quais

possuem, em média, menor dureza em comparação às outras classes de metal duro, conforme aponta a Figura 12. Essa menor dificuldade de penetração do indentador pode ter levado a uma maior redução da força normal proporcionalmente à força tangencial, aumentando a relação de forças. Os outros materiais apresentaram valores similares nas diferentes cargas, como observado no processo de retificação quando da aplicação de maiores espessuras de cavaco por grão.

Complementarmente, a partir da análise dos riscos, calculou-se o fator de remoção de material f_{ab} , apresentado na Figura 24, que demonstra a relação entre a quantidade de material removida com a penetração do indentador e o material deformado nas laterais do risco (Equação 6). Valores próximos a 1 indicam predominância de cisalhamento, sem acúmulo de material nas laterais do risco.

Figura 24 - Fator de remoção de material f_{ab} obtido a partir de testes de riscamento para diferentes cargas normais e materiais



Tendo em vista a dispersão dos resultados, indicada pelos desvios-padrão, e a ausência de uma tendência clara, pode-se dizer que a variação das cargas não alterou o comportamento do material principalmente para as classes K10 e M10, conforme já notado na Figura 23. Ao contrário do esperado, porém, a maior carga aplicada (80 N) reduziu o fator de remoção de material para as classes P10 e NbC-Ni, indicando maior ocorrência de deformação, mesmo com a maior relação F_t / F_n .

Para esta última classe, um valor menor foi também observado para a carga intermediária, de 40 N.

6 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos, puderam ser tiradas as seguintes conclusões:

- Os menores valores de dureza e tenacidade foram observados para a classe NbC-Ni (1350 HV30 e 9 MPa.m^{1/2}, respectivamente), enquanto os maiores valores, para a classe K10 (1550 HV30 e 12 MPa.m^{1/2}, respectivamente). As classes M10 e P10 apresentaram comportamento intermediário, com valores aproximados de 1450 HV30 e 11,5 MPa.m^{1/2}.

- Em todos os casos, as componentes normal e tangencial da força de retificação por grão apresentaram, de modo geral, crescimento com o aumento da espessura média de cavaco por grão h_{cu} . Oscilações foram notadas até uma espessura aproximada de 0,25 μ m.

- A relação entre as forças tangencial e normal ficou acima de 1 para todos os materiais em uma faixa de espessura média de cavaco por grão entre 0,1 μ m e 0,2 μ m, tendo se estabilizado em valores menores que 1 em seguida.

- Para todos os materiais testados, a energia específica diminuiu com o aumento da espessura média de cavaco por grão, tendo se estabilizado em valores menores que 500 J/mm³ a partir de uma espessura de aproximadamente 0,25 μ m.

- Oscilações dos valores de energia foram observadas entre espessuras de 0,1 μ m e 0,2 μ m, principalmente para as classes K10, P10 e NbC-Ni.

- Os menores valores de energia específica foram registrados para a classe K10 em todas as condições de retificação.

- A partir dos pontos apresentados até aqui, verifica-se para o processo de retificação a existência de uma espessura crítica de cavaco por grão de 0,25 μ m para todos os materiais testados, que define um limite aproximado para a mudança do mecanismo de remoção de material de dúctil para frágil, comprovado ainda pelas imagens geradas por microscopia eletrônica de varredura após a retificação com diferentes espessuras médias de cavaco por grão. Cabe destacar também a ocorrência de uma região de transição entre 0,1 μ m e 0,2 μ m, onde se nota oscilação dos esforços e da energia específica com o aumento de h_{cu} .

- Para todos os materiais, verificou-se uma tendência de crescimento da rugosidade máxima R_z a partir de uma espessura média de cavaco por grão de $0,25 \mu\text{m}$. Antes disso, a classe K10 apresentou os maiores valores (entre $2,5 \mu\text{m}$ e $3,5 \mu\text{m}$), seguida pelas classes M10 e P10 (entre $1,5 \mu\text{m}$ e $2,0 \mu\text{m}$) e NbC-Ni (entre $1,0 \mu\text{m}$ e $1,5 \mu\text{m}$).

- Os parâmetros de avaliação da qualidade da aresta Δr e $W\Delta r$ tiveram elevada dispersão e nenhuma tendência clara em relação aos materiais investigados. Seus valores oscilaram entre $2 \mu\text{m}$ e $3 \mu\text{m}$ e entre $4 \mu\text{m}$ e $6 \mu\text{m}$, respectivamente.

- Os resultados derivados dos testes de riscamento não apresentaram relação direta com aqueles obtidos no processo de retificação, já que as cargas aplicadas levaram a profundidades de riscos muito superiores às espessuras médias de cavaco por grão. Maiores relações de força foram verificadas apenas para as classes P10 e NbC-Ni, enquanto, ao contrário, baixos valores do fator de remoção de material f_{ab} indicaram, para estes materiais combinados com a aplicação da maior carga (80 N), maior deformação de material nas laterais do risco em comparação ao que foi removido.

REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 513:2013 Versão Corrigida 2015: 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, 2015. 3 p.

ANWER, Z.; VLEUGELS, J.; DATYE, A.; ZHANG, S.; HUANG, S. Influence of varying carbon content in (V,Nb,Ta,Ti,W)C high entropy carbide - Ni based cermets on densification, microstructure, mechanical properties and phase stability. **Ceramics International**, v. 49, p. 4997-5012, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.11.121>

BADGER, J. Grinding of sub-micron-grade carbide: contact and wear mechanisms, loading, conditioning, scrubbing and resin-bond degradation. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, United States, v. 64, n. 1, p. 341-344, 2015. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cirp.2015.04.007>

BERG, H. V. D. Hardmetals: trends in development and application. **Powder Metallurgy**, [s/l], v. 50, n.1, 2007. <http://dx.doi.org/10.1179/174329007X186822>

BIERMANN, D.; WÜRZ, E. A study of grinding silicon nitride and cemented carbide materials with Diamond grinding wheels. **Production Engineering – Research and Development**, [s./l.], v. 3, p. 411-416, 2009. <https://doi.org/10.1007/s11740-009-0183-z>

BIFANO, T.G.; DOW, T.A.; SCATTERGOOD, R.O. Ductile-regime grinding: a new technology for machining brittle materials. **Journal of Engineering for Industry**, v. 133, n. 2, p. 184-189, 1991. <https://doi.org/10.1115/1.2899676>

BOUNHOURE, V.; LAYA, S.; CHARLOT, F.; ANTONI-ZDZIOBEK; A.; PAUTY, E.; MISSIAEN, J. M. Effect of C content on the microstructure evolution during early solid state sintering of WC–Co alloys. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials* [s./l.], v. 44, p. 27–34, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.12.012>

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Rio de Janeiro: LTC, 2008. Cap. 16, p. 422-454.

CHENG, J.; GONG, Y. D. Experimental study on ductile-regime micro-grinding of soda-lime glass with diamond tool. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 69, n 1-4, p. 147-160, 2013. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5000-3>

CHENG, J.; YU, T.; WU, J.; JUN, Y. Experimental study on “ductile-brittle” transition in micro-grinding of single crystal sapphire. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 98, n. 4, p. 3229-3249, 2018. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2503-y>

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica – Metalurgia do pó**. 2ª ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986. Cap. 6, p. 136-159.

CHOUDHARY, A.; BABU, N. R. Influence of 3D topography on tribological behavior of grinding wheel. **Procedia Manufacturing**, v. 48, p. 533-540, 2020. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.05.080>

CRUZ, D. C.; SORDI, V.L.; VENTURA, C.E.H. Surface analysis of WC-5%Co cemented tungsten carbide cutting inserts after plunge-face grinding. **The**

- International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 108, n. 1-2, p. 323-330, 2020. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05382-y>
- DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L.; **Tecnologia da usinagem dos materiais**. 9ª ed. São Paulo: Artliber Editora, 2014. Cap. 5, pag. 75-106.
- FERNANDES, C. M.; SENOS, A. M. R. Cemented carbide phase diagrams: A review. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s/l], v. 29, n. 4, p. 405–418, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.02.004>
- FRANCO, L. A.; SINATORA, A. Material removal factor (f_{ab}): A critical assessment of its role in theoretical and practical approaches to abrasive wear of ductile materials. **Wear**, v. 382-383, p. 51-61, 2017. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2017.04.006>
- FRANCO, E.; BONETTI, I.; TSIPAS, S. A.; GORDO, E.; COSTA, C. E. Processing and analysis of FeNbC cermets. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s./l.], v. 62, n. A, p. 29–36, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2016.10.012>
- FRIEMUTH, T. **Schleifen hartstoffverstärkter keramischer Werkzeuge**. Tese de doutorado, Universität Hannover, VDI-Verlag, 1999. 133 S.
- GARCIA, J.; CIPRÉS, V. C.; BLOMQUIST, A.; KAPLAN, B. Cemented carbide microstructures: a review. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 80, p. 40–68, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.12.004>
- HABRAT, W. F. Effect of bond type and process parameters in grinding force components in grinding of cemented carbide. **Procedia Engineering**, v. 149, p. 122-129, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.06.646>
- HEGEMAN, J. B. J. W.; DE HOSSON, J. T. M.; WITH, G. Grinding of WC-Co hard metals. **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)
- HUANG, S.G.; VANMEENSEL, K.; MOHRBACHER, H.; WOYDT, M.; VLEUGELS, J. Microstructure and mechanical properties of NbC-matrix hardmetals with secondary carbide addition and different metal binders. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s./l.], v. 48, p. 418–426, 2015. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.10.014>
- HUANG, S.; BAETS, P.; SUKUMARAN, J.; MOHRBACHER, H.; WOYDT, M.; VLEUGELS, J. Effect of Carbon Content on the Microstructure and Mechanical Properties of NbC-Ni Based Cermets. **Metals - Metallurgy Journal**, [s./l.], v. 8, n. 3, p. 178, 2018. <http://dx.doi.org/10.3390/met8030178>
- KLOCKE, F.; BRINKSMEIER, E.; EVANS, C.; HOWES, T.; INASAKI, I.; MINKE, E.; TÖNSHOFF, H. K.; WEBSTER, J. A.; STUFF, D.: High-speed grinding – fundamentals and state of the art in Europe, Japan and the USA. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 46, n. 2, p. 715-724, 1997. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)91100-2](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)91100-2)
- KLOCKE, F.; KÖNIG, W. **Fertigungsverfahren – Schleifen, Honen, Läppen**. 4. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2005. 494S.
- KOPAC, J.; KRAJNIK, P. High-performance grinding – A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 175, n. 1-3, p. 278-284, 2006. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.04.010>
- KONYASHIN, I. Approaching the 100th anniversary of the Hardmetal invention: From

first WC-Co samples towards modern advanced Hardmetal grades. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s/l], v. 111, p. 106-113, 2023.

<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106113>

KONYASHIN, I; RIES, B.; LACHMANN, F.; Fry, A. T. Gradient WC-Co hardmetals: Theory and practice. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s/l], v. 36, p. 10–21, 2013. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2011.12.010>

KUPPUSWAMY, R.; AIREY, K.-A.; SARDIKMEN, H. Micro-grinding characteristics of polycrystalline diamond tool. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 76, p. 161-171, 2015. em: <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-014-6204-x>

LAVRINENKO, V. I. Abrasive cutting factor as a characteristic reflecting the performance parameters of super abrasive grinding. **Journal of Superhard Materials**, [s./l.], v. 38, p. 40-46, 2016. <http://dx.doi.org/10.3103/S1063457616010068>

LINDERA, D.; HOUA, Z.; XIE, R.; HEDSTRÖM, P.; STRÖM, V.; HOLMSTRÖM, E.; BORGSTAM, A. A comparative study of microstructure and magnetic properties of a Ni-Fe cemented carbide: Influence of carbon content. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, [s/l], v. 80, p. 181–187, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.01.014>

LIU, K.; LI, X.P.; LIANG, S. Y. The mechanism of ductile chip formation in cutting of brittle materials. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology** v. 33, p. 875-884, 2007. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-006-0531-5>

LONG, J.; ZHANG, W.; WANG, Y.; DU, Y.; ZHANG, Z.; LU, B.; CHENG, K.; PENG, Y. A new type of WC–Co–Ni–Al cemented carbide: Grain size and morphology of γ' -strengthened composite binder phase. **Scripta Materialia**, [s/l], v. 126, p. 33–36, 2017. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.08.007>

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. **Teoria da usinagem dos materiais**. 3ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda, 2015. Cap. 7, pag. 205 – 260.

MARINESCU, I. D.; HITCHINER, M.; UHLMANN, E.; ROWE, W. B.; Inasaki, I. **Handbook of machining with grinding wheels**. 1 st. ed. Boca Raton: CRC Press, 2007. 596p.

OLIVER, C. J. R.; ÁLVAREZ, E. A.; GARCIA, J. I. Kinetics of densification and grain growth in ultrafine WC-Co composites. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s./l.], v. 59, p. 121–131, 2016. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2016.05.016>

ORTNER, H. M.; ETTMAYER, P.; KOLASKA, H. The history of the technological progress of hardmetals. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s./l.], v. 44, p. 148–159, 2014. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.07.014>

REN, Y. H.; ZHANG, B.; ZHOU, Z. X. Specific energy in grinding of tungsten carbides of various grain sizes. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 58, n. 1, 299-302, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2009.03.026>

ROEBUCK, B.; Gee, M. G.; MORRELL, R. Hardmetals – microstructural design, testing and property maps. **15th International Plansee Seminar**, Reutte, v. 4, p.

245–266, 2001.

SHETTY, D. K.; WRIGHT, I. G.; MINCER, P. N.; CLAUER, A. H. Indentation fracture of WC-Co cermets. **Journal of Materials Science**, [s./l.], v. 20, p. 1873–1882, 1985. <https://doi.org/10.1007/BF00555296>

VASCONCELOS, Y.O polêmico nióbio: Mitos e mal-entendidos rondam esse metal do qual o Brasil é de longe, o maior produtor legal. **Revista de Pesquisa FAPESP**. Tecnologia: Mineração. Digital, v. 1, n. 277- p.64-69, Mar 2019.

WIRTZ, C.; MUELLER, S.; MATTFELD, P.; KLOCKE F. A discussion on material removal mechanisms in grinding of cemented carbides. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, Los Angeles - USA, v. 139(12): 121002, 2017. <https://doi.org/10.1115/1.4036995>

WOYDT, M.; HUANG, S.; CANNIZZA, E.; VLEUGELS, J.; MOHRBACHER, H. Niobium carbide for machining and wear protection – Evolution of properties. **Metal Powder Report**, v. 74, n. 2, p. 82-89, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.mprp.2019.02.002>

WOYDT, M.; HUANG, S.; VLEUGELS, J.; MOHRBACHER, H.; CANNIZZA, E. Potentials of niobium carbide (NbC) as cutting tools and for wear protection. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, [s./l.], v. 72, p. 380-387, 2018. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2018.01.009>

YU, T.; LI, H.; WANG, W. Experimental investigation on grinding characteristics of optical glass BK7: with special emphasis on the effects of machining parameters. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 82, p.1405-1419, 2016. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-015-7495-2>

ZHAN, Y. J; XU, X. P. An experimental investigation of temperatures and energy partition in grinding of cemented carbide with a brazed diamond wheel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 61, p.117–125, 2012. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3706-7>

ZHANG, W.; DU, Y.; PENG, Y. Effect of TaC and NbC addition on the microstructure and hardness in graded cemented carbides: Simulations and Experiments. **Ceramics International**, [s./l.], v. 42, n. 1, p. 428–435, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.08.127>

ZHAO, X; TOGARU, M; GUO, Q; WEINBERGER, C. R.; LAMBERSON, L; THOMPSON, G. B. Carbon influence on fracture toughness of niobium carbides. **Journal of the European Ceramic Society**, [s./l.], v. 39, n. 16, p. 5167–5173, 2019. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.08.022>

ZHOU, M.; ZHAO, P. Prediction of critical cutting depth for ductile-brittle transition in ultrasonic vibration assisted grinding of optical glasses. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, [s./l.], v. 86, p. 1775-1784, 2016. <http://dx.doi.org/10.1007/s00170-015-8274-9>