UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

ANDRÉ DA MOTTA GONÇALVES

RETIFICAÇÃO DE ULTRAPRECISÃO DE CARBETO
DE TUNGSTÊNIO-COBALTO (WC-Co)

São Carlos

2015

ANDRÉ DA MOTTA GONÇALVES

RETIFICAÇÃO DE ULTRAPRECISÃO DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO-COBALTO (WC-Co)

Tese apresentada à Escola de Engenharia
de São Carlos da Universidade de São
Paulo, como parte dos requisitos para
obtenção do título de Doutor em Ciências.

Área de Concentração: Projeto Mecânico

Orientador: Prof. Dr. Jaime Gilberto Duduch

**ESTE EXEMPLAR TRATA-SE DA
VERSÃO CORRIGIDA.
A VERSÃO ORIGINAL
ENCONTRA-SE DISPONÍVEL
JUNTO AO DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA DA
EESC-USP.**

São Carlos

2015

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTES TRABALHOS, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

M635r Motta Gonçalves, André
RETIFICAÇÃO DE ULTRAPRECISÃO DE CARBETO DE
TUNGSTÊNIO-COBALTO (WC-Co) / André Motta Gonçalves;
orientador Jaime Gilberto Duduch. São Carlos, 2015.

Tese (Doutorado) - Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica e Área de Concentração em Projeto
Mecânico -- Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo, 2015.

1. Retificação de ultraprecisão. 2. Materiais
Frágeis. 3. Carbetos de Tungstênio. I. Título.

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Engenheiro **ANDRÉ DA MOTTA GONÇALVES**.

Título da tese: "Retificação de ultraprecisão de carbeto de Tungstênio-Cobalto (WC-Co) ".

Data da defesa: 24/07/2015

Comissão Julgadora:

Resultado:

Prof. Associado **Jaime Gilberto Duduch**
(Orientador)
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Aprovado

Prof. Associado **Renato Goulart Jasinevicius**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

APROVADO

Prof. Assoc. **Luiz Eduardo de Angelo Sanchez**
(Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" – UNESP - Bauru)

APROVADO

Prof. Dr. **Carlos Eiji Hirata Ventura**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Aprovado.

Prof. Dr. **Juan Carlos Campos Rubio**
(Universidade Federal de Minas Gerais/UFMG)

Aprovado

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica:
Prof. Associado **Gherhardt Ribatski**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:
Prof. Associado **Paulo César Lima Segantine**

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha mãe Teresinha, e meu pai Alcindo, por todo amor e carinho durante todos os dias de minha vida. À minha esposa Fernanda, pelo seu apoio e compreensão ao longo do período de elaboração deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por permitir encontrar pessoas que tenho grande afinidade, e que de alguma forma me ajudaram muito nessa caminhada.

Aos meus pais, Alcindo e Teresinha, e ao meu irmão Daniel, por compreenderem os meus momentos de ausência durante esta jornada de doutorado.

Minha esposa Fernanda, pelo companheirismo e grande paciência durante estes últimos quatro anos de estudo que foram necessários para que este trabalho fosse concluído.

Ao Prof. Dr. Renato Goulart Jasinevicius, por ter disponibilizado grande parte do seu tempo para várias conversas que foram de grande importância para este trabalho. Pela sua forma direta e sincera de ajudar que me atentou para diversos detalhes que colaboraram para nortear esta pesquisa. Por conceder recursos financeiros para a compra de materiais e por liberar o uso de equipamentos do laboratório para a realização de ensaios.

Ao meu amigo e companheiro de doutorado, Marcel Henrique Militão Dib, por toda ajuda na realização dos ensaios, principalmente nas medições da força de corte e tratamento dos resultados. Também agradeço pela grande atenção nas inúmeras vezes que sentamos para discutir sobre este trabalho, que ajudaram a esclarecer muitas dúvidas.

A Prof. Dra. Luciana Montanari, sempre com muita atenção e respeito deu diversas dicas e orientações durante este período. Pela demonstração de preocupação com andamento do trabalho, e também por ter disponibilizado parte do seu tempo para ler esta tese e fazer diversos apontamentos que ajudaram a organizá-lo.

Ao Prof. Dr. Alessandro Roger pelas orientações dadas referentes aos cuidados que deveriam ser tomados durante o período de revisão da literatura. Pela ajuda no planejamento experimental, organização e execução dos ensaios experimentais.

Aos técnicos da oficina, José Carlos, Botelho e Mauro, que estiveram à disposição para ajudar e sempre deram todo o suporte necessário na confecção de

peças, dispositivos e empréstimo de ferramentas. Também agradeço pela dedicação quando foi necessário realizar manutenção nos mancais aerostáticos do cabeçote retificador.

Ao técnico do laboratório do departamento de Engenharia de Materiais, Pedro Luiz Di Lorenzo, pelas diversas vezes que me ajudou no preparo das amostras para polimento e ataque químico, e também pelas vezes que disponibilizou o microdurômetro para uso.

A Minha cunhada, Fabiana Florian, pelo incentivo e ajuda, principalmente no que diz respeito às normas de formatação da tese.

Meu sogro e minha sogra, Carlos e Neiva, por sempre me apoiarem e incentivarem na continuidade dos meus estudos.

Aos amigos de laboratório, Adriana, Fernando, Marcelo e Branco, pela ótima companhia de trabalho, pela preocupação que sempre demonstraram comigo e também por toda ajuda que me deram durante este período de trabalho.

Ao Instituto Federal de São Paulo (IFSP), por conceder o afastamento das minhas atividades na fase final do doutorado que foi extremamente importante para o término desta pesquisa.

Aos colegas e companheiros de trabalho do IFSP, por assumirem minhas disciplinas durante o período do meu afastamento.

Em especial, ao meu orientador, Prof. Dr. Jaime Gilberto Duduch, pela oportunidade de ser seu orientado. Pelos nove anos de ótimo convívio e orientação durante o período de mestrado e doutorado. Também agradeço pela sua grande paciência e pelas inúmeras vezes que fui recebido em sua sala para conversas que sempre me traziam algum tipo de conhecimento. Ao longo destes anos aprendi que o Prof. Jaime, além de ótimo professor e orientador na área de engenharia é, sobretudo, um excelente orientador para a vida, que sempre esteve disposto a ouvir e ajudar a resolver meus problemas, mesmo que muitas vezes não estivessem relacionados com o trabalho e, é por isso que o considero um grande amigo. Muito obrigado Jaime!

LISTA DE SÍMBOLOS

V_s	velocidade tangencial do rebolo
V_t	velocidade tangencial da placa
V_w	Velocidade de avanço da peça
l_x	comprimento horizontal
l_y	comprimento vertical
l_c	largura de corte
r_r	raio do rebolo
r_a	raio da amostra
$\varnothing_r$	diâmetro do rebolo
$\varnothing_a$	diâmetro da amostra
a_p	profundidade de corte
b	largura do rebolo
θ	ângulo em função do comprimento de corte
α	inclinação da trajetória de corte
α_p	difusividade térmica da peça
n_p	rotações da placa
n_r	rotações do rebolo
w_r	velocidade angular do rebolo
w_p	velocidade angular da placa
t_{lc}	tempo para percorrer l_c
t_{ly}	tempo para percorrer l_y
C	número de grãos abrasivos por unidade de área
r	razão entre largura e espessura do cavaco (10~20)
h_{max}	máxima espessura do cavaco
θ_m	máxima temperatura na zona de retificação
V_f	velocidade de avanço
d_c	profundidade crítica de corte
h_{max}	máxima espessura do cavaco não deformado
d_s	diâmetro do rebolo
k	condutividade térmica do material
α	difusividade térmica da peça

u	energia específica de corte
u_{ch}	energia específica na formação do cavaco
rpm	rotações por minuto
H	dureza
HV	dureza Vickers
K_c	tenacidade à fratura
E	módulo de Young
h	altura das microendentações
θ_m	temperatura máxima na zona de retificação

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fotomicrografia de MEV do WC-Co. Ampliação de 100x. Fonte: O autor.	32
Figura 2 - Representação da espessura do cavaco não deformado (h_{max}) gerado durante o processo de retificação. Fonte: Mayer e Fang (1994)	37
Figura 3 – Efeito da profundidade de corte (a_p) no modo de retificação. Fonte: Gu, Yao e LI (2011) .	39
Figura 4 – Imagem de MEV de superfícies usinadas pelo processo de nanoriscamento. (a) amostra com grãos menores (0,3 μ m). (b) amostra com grãos maiores (0,8 μ m). Fonte: Sun et al., (2010)	45
Figura 5 - Amostra de WC-Co fixada em suporte de alumínio	50
Figura 6 – Cabeçote Retificador montado no torno de ultraprecisão (partes principais).....	51
Figura 7 – Esquema de montagem do dinamômetro para medição das forças de corte na retificação de ultraprecisão.	53
Figura 8 - Ilustração dos ensaios de retificação das amostras de WC-Co	54
Figura 9 - Representação do ângulo de inclinação (α) da trajetória do grão abrasivo nos ensaios de retificação de ultraprecisão das amostras de WC-Co.....	55
Figura 10 - Simulação do movimento de um único grão abrasivo.....	56
Figura 11 - Resultado da simulação do movimento de um único grão abrasivo	57
Figura 12 – Desenho da vista frontal do rebolo de diamante utilizado nos ensaios de retificação.	58
Figura 13 - Representação das faixas de usinagens nas amostras de WC-Co.	67
Figura 14 – Fotomicrografias de MEV de trincas geradas nas microendentações com carga de 2000 gf realizada no material 0,5 μ m_4%Co. Ampliação de 20k x.	75
Figura 15 – Fotomicrografia de MEV da impressão gerada com carga de 2000 gf realizada no material 1,5 μ m e 4%Co. Ampliação de 20k x.	75
Figura 16 – Região circular de reprodução de fissuras ao redor do grão de WC gerado pela tensão térmica residual. Fonte: LIU, ZHANG e OUYANG, (2000).	76
Figura 17 - Gráfico da influência do tamanho de grão ($f = 0,05$ mm/min)	82
Figura 18 - Gráfico da influência do tamanho de grão ($f = 0,15$ mm/min)	82
Figura 19 - Gráfico da influência da porcentagem de Cobalto ($f = 0,05$ mm/min)	84
Figura 20 - Gráfico da influência da porcentagem de Cobalto ($f = 0,15$ mm/min)	84
Figura 21 – Imagens de interferometria das superfícies após a retificação, ambas usinadas com $a_p = 0,5$ μ m; $V_f = 0,05$ mm/min. Composição das amostras: (a) grão 0,5 μ m/4%Co; (b) grão 0,5 μ m/8%Co.	85
Figura 22 - Gráfico da influência da velocidade de avanço ($a_p=0,5\mu$ m)	86
Figura 23 - Gráfico da influência da velocidade de avanço ($a_p=1,5\mu$ m)	86
Figura 24 - Gráfico da influência da profundidade de corte ($a_p=0,5\mu$ m)	87
Figura 25 - Gráfico da influência da profundidade de corte ($a_p=1,5\mu$ m)	87
Figura 26 – Gráfico de rugosidade (R_a) das amostras retificadas	88
Figura 27 – Fotomicrografias de MEV da superfície da amostra com grão 1,5 μ m e 4%Co obtida em regime dúctil. Parâmetros de corte: $a_p = 0,5$ μ m e $V_f = 0,05$ mm/min.....	90
Figura 28 - Representação do processo de remoção de material em regime dúctil.	91

Figura 29 – Amostra de WC-Co submetida ao ensaio de retificação de ultraprecisão apresentando espalhamento de cobalto na fase WC. Fonte: Yin et al. (2004).....	92
Figura 30 – Imagem de MEV da amostra 0,5µm/8%Co retificada com $a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$	93
Figura 31- Imagens de Interferômetria Óptica da superfície da amostra 0,5µm/4%Co retificada com profundidade de corte igual a $1,5 \mu\text{m}$. (a) comprimento do sulco; (b) largura do sulco.....	94
Figura 32 – Representação do rebolo e parâmetros para o cálculo do comprimento de corte.	95
Figura 33 - Representação do processo de remoção de material em regime frágil com desalojamento de grão de WC.....	96
Figura 34 – Gráfico de Pareto dos Efeitos Padronizados	98
Figura 35 – Gráfico dos efeitos principais dos fatores para os resultados de rugosidade R_a	98
Figura 36 – Gráficos das interações entre os fatores para os Resultados de rugosidade R_a	99
Figura 37 – Sinal da força para amostra com grão $1,5 \mu\text{m}$ e 8%Co ($a_p = 0,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$)	100
Figura 38 - Sinal da força para amostra com grão $1,5 \mu\text{m}$ e 8%Co ($a_p = 0,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$)	101
Figura 39 – Sinal da força para amostra com grão $1,5 \mu\text{m}$ e 8%Co ($a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$)	101
Figura 40 - Sinal da força para amostra com grão $1,5 \mu\text{m}$ e 8%Co ($a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$)	102
Figura 41 – Gráfico das forças de usinagem obtidas nos ensaios de retificação de ultraprecisão. ...	103
Figura 42 – Energia específica de corte x Taxa de remoção de material na retificação de ultraprecisão da amostra com grão $1,5 \mu\text{m}$ e 8%Co.....	105
Figura 43 - Gráfico das temperaturas na zona de retificação obtidas por meio do modelo proposto por Malkin (1989).	107
Figura 44 - Representação da camada modificada pelo processo de retificação de ultraprecisão....	108
Figura 45 - Representação da medição de microdureza variando as cargas de microindentação para avaliar a camada modificada.	109
Figura 46 – Imagens da microindentação geradas pelo o Interferômetro Óptico Wyko® NT1100. (a) imagem tridimensional, (b) imagem bidimensional (profundidade e metade da diagonal).....	109
Figura 47 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador. Amostra: grão $1,5 \mu\text{m}$ / 8% Cobalto.	111
Figura 48 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador. Amostra: grão $1,5 \mu\text{m}$ / 4% Cobalto.	112
Figura 49 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador. Amostra: grão $0,5 \mu\text{m}$ / 8% Cobalto	113
Figura 50 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador. Amostra: grão $0,5 \mu\text{m}$ / 4% Cobalto.	114
Figura 51 – Ilustração da modificação da camada superficial realizada por um único grão abrasivo durante o processo de retificação. Fonte: O autor	116
Figura 52 – Ilustração do processo de microindentação do WC-Co. Fonte: O autor	117

Figura 53 – Integridade superficial da superfície de WC-Co após o processo de retificação (superfície transversal à direção de usinagem). Fonte: Yang et al (2014)	118
Figura 54 – Desenhos da matriz com cavidade esférica em Carbetto de Tungstênio-Cobalto.	119
Figura 55 – Amostra de WC-Co com cavidade esférica usinada por retificação de ultraprecisão.....	120

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação da Integridade Superficial. Fonte: Machado et al. (2009).....	31
Tabela 2 - Composição das amostras de WC-Co. Fonte: Catálogo CERATIZIT – <i>Hard Metals for Precision Tool</i>	49
Tabela 3- Parâmetros de corte usados na simulação.	56
Tabela 4 - Simulação da relação l_x/θ para diferentes $\varnothing$ ou (r_a) da amostra e profundidades de corte. Onde: $\varnothing_r=75$ mm; $n_r=5093$ rpm; $n_p=1000$ rpm; $V_s=20000$ mm/s.	60
Tabela 5 - Variação da inclinação (α) na trajetória do grão em função do diâmetro da amostra, para uma profundidade de corte igual a 0,5 μ m. Onde: $\varnothing_r=75$ mm; $n_r=5093$ rpm; $n_p=1000$ rpm; $V_s=20000$ mm/s.	62
Tabela 6 - Variação da inclinação (α) na trajetória do grão em função do diâmetro da amostra, para uma profundidade de corte igual a 1,5 μ m. Onde: $\varnothing_r=75$ mm; $n_r=5093$ rpm; $n_p=1000$ rpm; $V_s=20000$ mm/s.	63
Tabela 7 – Características dos materiais e a profundidade crítica de corte (d_c)	64
Tabela 8 - Espessura máxima do cavaco ($h_{m\acute{a}x}$) em função dos parâmetros de corte. Razão entre largura e espessura do cavaco igual a 15.	65
Tabela 9 - Parâmetros de corte usados para uniformizar as faces das amostras	66
Tabela 10 – Níveis dos fatores para o Delineamento Fatorial 2^4	66
Tabela 11 – Matriz experimental e valor dos fatores para o experimento fatorial 2^4	67
Tabela 12 – Análise de Variância dos Resultados de Rugosidade	97
Tabela 13 – Resultados de força de usinagem (F_u) na retificação das amostras de WC-Co.	102
Tabela 14 – Resultados de temperatura da zona de retificação e os respectivos parâmetros utilizados para o cálculo. Sendo: $\varnothing_r=75$ mm; $V_s=20$ m/s.....	106
Tabela 15 – Valores das diagonais (d_1 e d_2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão 1,5 μ m e 8% de Cobalto após o processo de retificação.	110
Tabela 16 - Valores das diagonais (d_1 e d_2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão 1,5 μ m e 4% de Cobalto após o processo de retificação.	112
Tabela 17 - Valores das diagonais (d_1 e d_2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão 0,5 μ m e 8% de Cobalto após o processo de retificação.	113
Tabela 18 - Valores das diagonais (d_1 e d_2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão 0,5 μ m e 4% de Cobalto após o processo de retificação.	114
Tabela 19 – Profundidade média de camadas modificadas das quatro ligas de metal-duro (WC-Co).	115

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura e interferometria óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 1,5 μm e 8% de Cobalto.....	70
Quadro 2 - Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura e Interferometria Óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 1,5 μm e 4% de Cobalto.....	71
Quadro 3 - Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura e Interferometria Óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 0,5 μm e 8% de Cobalto.....	72
Quadro 4 - Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura e Interferometria Óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 0,5 μm e 4% de Cobalto.....	73
Quadro 5 – Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 1,5 μm e 8% Co.	77
Quadro 6 - Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 1,5 μm e 4% Co.	78
Quadro 7 - Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 0,5 μm e 8% Co.	79
Quadro 8 - Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 0,5 μm e 4% Co.	80

RESUMO

GONÇALVES, A. M. **Retificação de Ultraprecisão do Carbeto de Tungstênio-Cobalto**. 2015. 129p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.

Este trabalho apresenta o estudo da Retificação de Ultraprecisão de ligas de carbeto de tungstênio-cobalto (WC-Co) com diferentes microestruturas. A motivação para este estudo foi o grande potencial desta liga para a fabricação de componentes que requerem materiais de alta dureza e resistência à fratura. Devido à combinação dessas características, esses materiais vêm sendo usados na fabricação de moldes para injeção de lentes ópticas de dispositivos eletrônicos e ópticos. Assim, amostras de carbeto de tungstênio-cobalto foram submetidas a vários testes para determinação da correlação entre os parâmetros de corte e parâmetros estruturais (tamanho de grão e teor de cobalto) com o regime de remoção de material. As amostras foram polidas e posteriormente microendentadas com cargas variadas para pré-avaliar a ocorrência de formação de microtrincas. Testes de usinagem foram conduzidos em uma retificadora de ultraprecisão, usando rebolos de diamante e posteriormente a rugosidade e os danos da superfície (microtrincas e crateras) foram avaliados. Para melhor entendimento da influência dos parâmetros estruturais e dos parâmetros de corte sobre os resultados de rugosidade foi realizado um teste ANOVA. As forças de usinagem foram medidas durante os ensaios usando um microdinamômetro piezelétrico com objetivo de estimar a temperatura na zona de retificação. Os resultados obtidos indicam que tanto os parâmetros estruturais como os parâmetros de corte influenciam na rugosidade, microdureza e temperatura na zona de retificação das ligas de carbeto de tungstênio-cobalto. Amostras com maior tamanho de grãos apresentam as menores rugosidades e altas temperaturas na zona de retificação. A velocidade de avanço (V_f) mostrou-se mais influente que a profundidade de corte (a_p). Menores velocidades de avanço aumentam a temperatura na zona de retificação e a microdureza na camada superficial. Entretanto, verificou-se que as maiores temperaturas obtidas nos ensaios não foram suficientes para promover alteração metalúrgica no material. Algumas condições de corte combinadas com parâmetros estruturais levam a remoção de material em regime dúctil, resultando em superfícies com qualidade óptica. A porcentagem de cobalto e a velocidade de avanço (V_f) têm forte influência na alteração da microdureza da camada superficial das amostras retificadas. A diminuição da velocidade de avanço tende a aumentar a microdureza na camada. Há aumento de microdureza de até 200 kgf/mm², sugerindo a ocorrência de encruamento por tensões compressivas. Com base nestes resultados, acredita-se que a retificação de ultraprecisão apresenta-se como uma opção viável para a manufatura de componentes de carbeto de tungstênio com acabamento submicrométrico, possibilitando a eliminação dos processos tradicionais de manufatura óptica, tais como a lapidação e o polimento.

Palavras Chave: Retificação de ultraprecisão. Materiais Frágeis. Carbeto de Tungstênio.

ABSTRACT

Gonçalves, A. M. **Ultraprecision Grinding of Tungsten Carbide Cobalt**. 2015. 129p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2015.

The ultraprecision grinding of different tungsten carbide-cobalt microstructures (WC-Co) were investigated. The motivation for this study is the material's high hardness and potential application for micromolds. These materials have been used as optical inserts in glass injection molding processes for optical and electric devices, due to their excellent combination of high hardness, ductility and fracture toughness. Tungsten carbide samples were subjected to tests to determine the correlation between cutting parameters and microstructures to achieve the ductile regime of material removal. Polished surfaces of carbide samples were indented using varying loads to evaluate the microcracks formation. The machining tests were conducted using an ultraprecision grinding and A V-shaped metal-bond was used. Surface roughness was investigated as functions of the grinding conditions by means Analysis of Variance (ANOVA). The tangential force was measured using a piezoelectric dynamometer to estimate the grinding zone temperature. The results indicate that structural parameters (grain size and cobalt content) and cutting parameters have a significant influence on surface roughness, micro-hardness and grinding zone temperature for tungsten carbide-cobalt alloys. Tungsten carbide-cobalt samples with the larger grain size presented lower surface finish results and high grinding temperatures. The feed rate (V_f) showed greater influence than the in-feed (a_p). The grinding zone temperature and the hardness are increased when speed rate is reduced. However, it was found that the highest temperature achieved did not reach a critical temperature for phase transformation. Some cutting parameters combined with structural parameters lead to ductile mode grinding mechanism, and as consequence, high optical quality surfaces are obtained. The micro-hardness of layer is extremely influenced by cobalt content and speed rate. Lower feed rate tends to increase the micro-hardness up to 200 kgf/mm^2 , suggesting that the compressive stress occurs. Considering the results presented it is believed that the Ultraprecision grinding showed to be a viable option for the fabrication of components made of tungsten carbide-cobalt with nanometer surface finish possibly eliminating traditional optical manufacturing processes such as lapping and polishing.

Keywords: Ultraprecision Grinding. Brittle Materials. Tungsten Carbide

SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS	15
ABSTRACT	21
1 INTRODUÇÃO	23
1.1 Objetivos	25
1.2 Justificativa	26
1.3 Organização da Tese	27
2 REVISÃO DA LITERATURA	29
2.1 A Usinagem de Ultraprecisão	29
2.2 Revisão de trabalhos relacionados à Usinagem de Ultraprecisão	31
3 METODOLOGIA	49
3.1 Caracterização das Amostras de WC-Co	49
3.2 Materiais e métodos utilizados nos ensaios de retificação	50
3.3 Medição da Força de Usinagem e Análise da Temperatura na Zona de Retificação.	52
3.4 Medição da Microdureza das Amostras Retificadas	53
3.5 Cinemática do Processo de Retificação e Determinação dos Parâmetros de Corte.	54
3.5.1 Cinemática do Processo de Retificação	54
3.5.2 Parâmetros utilizados na retificação	64
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	69
4.1 Caracterização das Amostras por Microendentação	69
4.2 Rugosidades Obtidas na Retificação de Ultraprecisão	77
4.2.1 Influência do Tamanho do Grão	81
4.2.2 Influência do Teor de Cobalto	83
4.2.3 Influência da Velocidade de Avanço (V_f)	85
4.2.4 Influência da Profundidade de Corte (a_p)	86
4.3 Morfologia das Superfícies Retificadas e Mecanismos de Remoção de Material	90
4.4 Análise estatística dos resultados de rugosidade	96
4.5 Resultados da Medição da Força de Usinagem e Temperatura na Zona de Retificação	99
4.6 Microdureza das amostras retificadas	108
4.7 Retificação da cavidade esférica de uma matriz de WC-Co	118
5 CONCLUSÕES	121
Sugestões para trabalhos futuros	123
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	127

1 INTRODUÇÃO

Os carbonetos ou carbetos de tungstênio-cobalto (WC-Co), são materiais de alta dureza e resistência ao desgaste, e pertencem à categoria dos chamados metais duros. Estes materiais são usados em situações que requerem alta resistência à temperatura e desgaste. As aplicações tradicionais do metal duro são na fabricação de pastilhas para usinagem, brocas dentárias e peças resistentes à abrasão para matrizes (HAN; MECHOLSKY, 1990).

Este material foi descoberto pelo químico francês Henri Moissan em 1893 durante uma pesquisa por um método de fabricação de diamantes sintéticos. Moissan descobriu que a dureza do WC é comparável com o diamante. No entanto, o material mostrou-se tão frágil que seu uso comercial foi limitado. Posteriormente, pesquisas feitas nos anos 20 por Karl Schröter focaram-se em promover tenacidade, contribuindo significativamente para o desenvolvimento do metal duro. Empregando cobalto (Co) como material aglutinante, Schröter desenvolveu um processo de compactação e sinterização da liga WC-Co (KIM, 2004).

O WC-Co é produzido nas indústrias por metalurgia do pó através da sinterização em fase líquida, partindo da mistura dos grãos de carbeto de tungstênio (WC) e de cobalto (Co) à temperatura de aproximadamente 1400 °C na qual o cobalto se torna líquido e se difunde pela estrutura atingindo a homogeneidade e a densidade desejada (TORRES; SCHAEFFER, 2008).

Além das aplicações tradicionais, o WC-Co vem sendo usado com sucesso na fabricação de moldes para moldagem de lentes ópticas de dispositivos eletrônicos, dispositivos ópticos e equipamentos avançados para óptica de transmissão em função de sua excelente combinação de alta dureza, ductilidade e resistência à fratura (STEPHENSON et al., 2001). A demanda por lentes ópticas tem aumentado substancialmente devido ao rápido desenvolvimento das indústrias de equipamentos fotônicos, biotecnológicos e microeletrônicos e, para atender a esta demanda, faz-se necessária a produção em massa de lentes pelo método de moldagem, que requerem a fabricação de moldes feitos a partir de materiais resistentes ao desgaste e ao calor, tais como o Carbeto de Tungstênio Cobalto (SUN et al., 2010). Para a fabricação de superfícies ópticas, o perfil de qualidade

exige rugosidade nanométrica, precisão de forma submicrométrica e uma pequena quantidade de danos (aceitável) na superfície (YIN et al., 2003).

O processo de injeção ou moldagem de vidro, do inglês “*Precision Glass Molding (PGM)*” ou “*Glass Molding Process (GMP)*”, tem dado resposta de maneira efetiva ao longo destas últimas décadas na produção em massa de vários componentes ópticos. O vidro é a melhor escolha para a fabricação de lentes quando os pré-requisitos são alta qualidade de imagem ou ambientes de trabalhos severos. As lentes ópticas de policarbonato apresentam vários inconvenientes, tais como a baixa resistência a riscos e a grande variação do índice de refração com a mudança de temperatura. Se, por um lado, a moldagem aumenta a produção de lentes, por outro este processo apresenta alguns problemas. Além de uma máquina de alta precisão, são necessários revestimentos antiaderentes, parâmetros de trabalho adequados para conformar a lente, um vidro com características específicas, um par de moldes com alta precisão fabricados em carbeto de tungstênio ou carbeto de silício (SiC), que são materiais extremamente difíceis de usinar. Considerando estes fatores, torna-se necessário determinar se os processos de moldagem ou injeção são economicamente viáveis. Embora o processo de moldagem de lentes de vidro seja uma técnica muito efetiva para a produção em massa de componentes ópticos de alta precisão, a fabricação dos moldes ainda apresenta desafios (CHAO et al., 2013).

O método tradicional de fabricação de superfícies ópticas tem início com a retificação usando rebolos de diamante, que resultam em muitas trincas e danos induzidos pelo processo de usinagem. Para remover estas trincas e danos e obter uma superfície com qualidade óptica, faz-se necessário empregar a lapidação e polimento, usando um programa de redução do tamanho dos grãos abrasivos para obter-se a rugosidade desejada. Entretanto, os processos de usinagem com grãos abrasivos livres geram menor precisão de forma e aumentam os custos de fabricação. Nos últimos anos a usinagem de ultraprecisão tem desenvolvido processos que introduzem menores danos superficiais e podem controlar precisamente a geometria da superfície final (STEPHENSON et al., 2001).

Diversos estudos tratam do desenvolvimento de tecnologias para usinagem de moldes com alta precisão de forma e acabamento espelhado feitos a partir de WC-Co. Esses estudos indicam claramente a necessidade de entendimento do

mecanismo de remoção de material para uma usinagem eficiente e com alta qualidade. A obtenção de tal conhecimento é de grande importância para a melhoria dos processos de fabricação de moldes que, além de alta qualidade, necessitam de custos competitivos quando comparado com os métodos tradicionais de fabricação (YIN et al., 2005).

Diversas pesquisas envolvendo a usinagem de ultraprecisão de materiais de alta dureza, incluindo o carbetto de tungstênio-cobalto, têm sido realizadas recentemente. Temas como a influência dos parâmetros de corte e tipo de microestrutura do WC-Co sobre os resultados de rugosidade, precisão de forma, regime de remoção de material e morfologia da superfície foram abordados nestas pesquisas. Também existem estudos sobre a influência do tamanho dos grãos na energia específica de corte, o uso da microendentaço como um método preditivo na determinação da profundidade de corte crítica, a influência da espessura do cavaco na força de corte e rugosidade da superfície e a tensão residual gerada pelo processo de retificação destas ligas.

Várias pesquisas relacionadas à retificação de ultraprecisão dos metais duros vêm sendo desenvolvidas, pois técnicas convencionais, tais como lapidação e polimento, demandam muito tempo e recursos financeiros, constituindo obstáculo para a produção em massa de superfícies ópticas. Muitas destas pesquisas focam o mecanismo de remoção de material no processo de usinagem, devido à sua ligação com a qualidade da superfície final do produto.

1.1 Objetivos

O principal objetivo desta pesquisa é estudar o comportamento do carbetto de tungstênio-cobalto (WC-Co) com diferentes parâmetros estruturais (tamanho de grão e porcentagem de cobalto) quando submetido ao processo de retificação de ultraprecisão. Para isto, serão realizados os seguintes procedimentos:

- Ensaios de microendentaço de amostras polidas de WC-Co, a fim de avaliar previamente a ocorrência de trincas neste tipo de material.
- Ensaios de retificação de ultraprecisão de amostras de WC-Co e análise das alterações superficiais, tais como rugosidade e falhas, e

alterações subsuperficiais, tais como, alteração da microdureza e propagação de microtrincas devidas a fatores mecânicos e transformações metalúrgicas decorrentes do aumento da temperatura.

- Análise da influência dos parâmetros de corte: profundidade de corte (a_p) e velocidade de avanço (V_f); e dos parâmetros estruturais (tamanho de grão e porcentagem de cobalto) sobre os resultados de integridade superficial das amostras.
- Medição da força tangencial de corte da retificação para estimar o aumento de temperatura na zona de corte utilizando modelos matemáticos.

1.2 Justificativa

O presente trabalho é continuidade da pesquisa de mestrado, concluído em 2009, na qual foi estudado o processo de torneamento de ultraprecisão do carbeto de tungstênio como alternativa aos métodos tradicionais de produção de superfícies com qualidade óptica. Os resultados indicaram que é possível tornear estes materiais atingindo rugosidades da ordem de 10 nm, porém em condições de corte muito limitadas. Além disso, as ferramentas de diamante apresentaram desgaste excessivo e lascamento na aresta de corte, o que demonstrou a inviabilidade deste processo. Assim, foi sugerido que a retificação de ultraprecisão pudesse apresentar taxas de remoção maiores, atuando como processo final de acabamento de componentes ópticos e garantir a qualidade atingida pelo torneamento e polimento.

A usinagem do carbeto de tungstênio-cobalto com diferentes tamanhos de grãos de WC e porcentagem de cobalto já foi estudada. Porém, a fim de contribuir com o desenvolvimento do assunto, viu-se a necessidade de aprofundamento sobre a influência destes parâmetros sobre o mecanismo de remoção de material e qualidade da superfície retificada. Verificou-se a necessidade de analisar a microdureza da camada superficial do material após os ensaios de retificação e compreender se as diferentes microestruturas e parâmetros de corte influenciam nos resultados. Além disso, é importante entender se a possível alteração de microdureza é obtida em função de fatores mecânicos (tensão de compressão) ou fatores térmicos (aumento da temperatura na zona de retificação).

Assim, amostras de carbetos de tungstênio-cobalto com diferentes tamanhos de grãos de WC e teor de Cobalto foram submetidas a diversos ensaios de microendentação e posteriormente retificação de ultraprecisão para avaliar a influência dos parâmetros de corte e tipo de microestrutura sobre o regime de remoção de material e qualidade da superfície usinada. As amostras, depois de retificadas, foram microendentadas para avaliar a ocorrência de alterações subsuperficiais do material, produzidas pelo contato abrasivo/peça durante o processo de retificação de ultraprecisão. As forças de corte foram medidas usando um microdinamômetro piezelétrico para avaliação da temperatura na zona de retificação.

1.3 Organização da Tese

A Tese está organizada em cinco seções que compreendem este capítulo introdutório, a revisão da literatura, os materiais e métodos, os resultados e discussões, as conclusões e sugestões para a continuidade do trabalho.

Na primeira seção foi apresentada a introdução cuja finalidade foi contextualizar o trabalho de pesquisa, enfatizando a importância do tema proposto, as razões de elaboração do estudo e os objetivos pretendidos.

Na segunda seção foi apresentada uma síntese de trabalhos já publicados relacionados a este tema, situando o estado atual dos conhecimentos relativos ao assunto, as lacunas existentes e a contribuição que a pesquisa proporcionará para o desenvolvimento do tema.

A terceira seção especifica os materiais (máquina, dispositivos e ferramentas) e os métodos adotados para a execução dos ensaios. Além disso, é apresentado um estudo detalhado da cinemática do processo de retificação. O foco desta seção é analisar a trajetória dos grãos abrasivos durante os ensaios de usinagem. Esta análise forneceu informações que embasaram a definição dos parâmetros de corte para os ensaios de usinagem.

A quarta seção apresenta os resultados qualitativos e quantitativos em forma de figuras, gráficos e esquemas, que fornecem subsídios para a discussão dos

resultados obtidos. São realizadas análises que visam, na medida do possível, fazer comparações com a literatura e pesquisas referentes ao tema proposto.

A quinta e última seção finaliza o trabalho com as principais conclusões e faz sugestões para a continuidade da pesquisa.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 A Usinagem de Ultraprecisão

Segundo Duduch (1993), a usinagem de ultraprecisão não possui uma definição fixa, pois esta tecnologia tende a melhorar com o progresso e o passar do tempo. A expressão "ultraprecisão" pode ser considerada como o maior nível de exatidão alcançável, em uma determinada época, com um determinado tipo de equipamento.

A usinagem de ultraprecisão pode trabalhar com peças cujas dimensões são da ordem de até 1 μm e resolução da ordem de 1 nm, logo nanotecnologia. Estas ordens de magnitude não são conseguidas por modificações ou adaptações de processos ou técnicas convencionais. Contrariamente, elas integram o desenvolvimento de novas técnicas de processamento de materiais. O progresso das técnicas de fabricação para a produção de componentes de alta precisão é essencial para muitas áreas de alta tecnologia. Sistemas ópticos, mancais, componentes para memória de computadores e dispositivos microeletrônicos têm uma dependência direta no campo da fabricação de precisão (PORTO; DUDUCH; JASINEVICIUS, 2004).

A retificação de ultraprecisão é um processo de usinagem adequado para a usinagem de superfície de cerâmicas avançadas. A cinemática de usinagem é baseada no processo de lapidação, onde as peças sofrem os efeitos de fricção gerados por um prato rotativo. No processo de lapidação os grãos estão livres, enquanto na retificação os grãos estão aglomerados na forma de rebolo, assim se tornando a ferramenta de usinagem (GATZEN; MAETZIG, 1997).

A ferramenta de corte utilizada no processo de retificação de ultraprecisão é o rebolo de diamante, que deve atender a requisitos necessários a este tipo de retificação, onde acabamentos superficiais inferiores a 10 nmRa são frequentes. Os rebolos são compostos de grãos abrasivos, neste caso de diamante, discretamente dispersos em um meio ligante contínuo. Dentre os diversos aspectos analisados na escolha de um rebolo para uma aplicação específica, o material abrasivo, o tamanho do grão, o ligante, o grau do rebolo e a estrutura são elementos que devem ser considerados na seleção. A retificação de ultraprecisão é o processo onde se utiliza

um rebolo de diamante em uma máquina–ferramenta com elevada rigidez e controle ultrapreciso de posicionamento. Estas máquinas são especialmente projetadas para produzir acabamentos de alta qualidade em superfícies sob condições ambientais controladas (PORTO et al., 2004).

Segundo Diniz et al. (2008), cerca de 85% do calor gerado no processo de retificação é transferido para a peça. O rebolo que geralmente é feito de material refratário e possui uma área grande para dissipação do calor, recebe cerca de 10% do calor gerado, sendo assim pouco afetado durante o processo. A parcela de calor restante (5%) é transmitida para o cavaco. Diante disso, a alta parcela de calor recebida pela peça pode gerar mudanças microestruturais numa camada superficial, erros de forma e dimensão. Para minimizar os efeitos prejudiciais devidos ao calor gerado na peça é utilizado fluido de corte de maneira abundante e contínuo durante a remoção de material.

As operações de acabamento, em resumo, são as responsáveis por definir a topografia, o estado metalúrgico e as propriedades mecânicas das superfícies acabadas dos componentes. A modificação de qualquer um desses elementos possui um peso fundamental sobre o desempenho funcional dos componentes usinados, o qual é objeto de estudo da integridade superficial (SHAW, 1984; GRIFFITHS, 2001).

O aprimoramento da definição de “integridade da superfície” tem acompanhado a evolução das técnicas de caracterização de superfícies, sendo que o conceito tem sido aperfeiçoado na medida em que são realizados avanços nas tecnologias e métodos para a avaliação do estado das superfícies (BRINKSMEIER et al., 1989; GOCH et al., 1999).

Diversos autores definiram a integridade superficial dos componentes usinados. Segundo Machado et al., (2009), a integridade superficial não pode ser definida em uma dimensão e não abrange somente a textura da superfície ou a sua forma geométrica. Esse termo engloba também outras características da superfície em serviço e de camadas abaixo desta. A Tabela 1 mostra alterações que podem ocorrer em superfícies usinadas e suas classificações. De forma geral, tais alterações podem ser classificadas em alterações na superfície (acabamento) e alterações em camadas internas da peça (alterações subsuperficiais).

Tabela 1 – Classificação da Integridade Superficial. Fonte: Machado et al. (2009)

Integridade Superficial	Acabamento (superficiais)	Ondulações Falhas Rugosidade	
	Alterações Subsuperficiais	Fatores mecânicos	Deformação plástica Rebarbas Alteração de microdureza Micro e macrotrincas Tensões residuais
		Fatores metalúrgicos	Recristalização Transformações metalúrgicas

Nesta pesquisa, os aspectos de integridade superficial foram tratados conforme a definição de Machado (2009), pois além das características superficiais, como textura e forma geométrica da superfície, a abordagem engloba as características da subsuperfície do material, sendo este outro ponto de relevância para a qualidade dos componentes fabricados através da retificação.

Existem ainda outras definições que abrangem mais aspectos da integridade superficial. Entretanto, não serão abordadas neste trabalho em função de sua complexidade de caracterização. Um exemplo é a definição de Astakhov (2009), que inclui a resistência à corrosão, fadiga e desgaste e inclui as propriedades de adesão, difusão, ópticas, absorção, afinidade química, emissividade, planeza, resistência ao atrito, resistência ao risco, temperatura superficial, tensão superficial e molhabilidade.

2.2 Revisão de trabalhos relacionados à Usinagem de Ultraprecisão

O carbetto de tungstênio-cobalto é um compósito que possui uma fase com alta dureza e alta resistência mecânica, e outra fase ligante, que confere tenacidade e plasticidade ao material. A fase dura apresenta grãos de carbetto de tungstênio (WC), elemento principal, mas em algumas aplicações são adicionadas pequena quantidade de carbeto refratários, tais como: TaC, MoC, NbC ou TiC para melhorar a dureza a quente e a resistência ao desgaste. A fase ligante apresenta cobalto ou níquel, mas também pode ser substituída por ferro (GOMES, 2007). O percentual de cobalto está diretamente relacionado com as propriedades finais do metal duro que se deseja obter, de forma que quanto maior a quantidade desse elemento no

material, menor sua dureza e maior sua tenacidade à fratura. A maior presença de cobalto no metal duro diminui as propriedades relacionadas à fase cerâmica e aumenta as propriedades relacionadas à fase metálica (ZHENGUI; STIGLICH; SUDARSHAN, 1998). O aumento da dureza sem comprometer a tenacidade e elevada resistência ao desgaste são as principais propriedades mecânicas desejadas na fabricação desses produtos estruturais (ZHANG; WANG; ZHUM; 2003). A Figura 1 apresenta uma fotomicrografia de MEV da microestrutura de uma amostra de WC-Co, onde os grãos claros são o WC (maior parte), e a parte escura é o cobalto que circula (ou cimenta) as partículas de WC.

Figura 1 - Fotomicrografia de MEV do WC-Co. Ampliação de 100x. Fonte: O autor.

Diversas pesquisas referentes à usinagem de ultraprecisão de materiais frágeis tais como, o carbetto de tungstênio, o carbetto de silício, vidros e outros materiais cerâmicos, têm sido realizadas nos últimos anos, em função de suas características de dureza e resistência ao desgaste. O objetivo das pesquisas é conhecer o comportamento destes materiais quando submetidos a processos de usinagem para obtenção de superfícies com qualidade óptica. Algumas pesquisas foram realizadas usando métodos de nanorriscamento e microendentações para prever o comportamento destes tipos de materiais quando submetidos aos processos de usinagem. Ao longo destes últimos anos, muitos pesquisadores têm conseguido resultados significativos referentes à usinagem de ultraprecisão destes materiais.

Apesar de sua alta dureza e fragilidade, estes materiais sofrem uma transição de um regime frágil a um regime dúctil na usinagem, se a taxa de avanço utilizada for suficientemente pequena. Abaixo da taxa limite de avanço, a energia necessária para propagar trincas é maior do que a energia para que o escoamento plástico ocorra, portanto a plasticidade torna-se o mecanismo de remoção de material predominante (JASINEVICIUS, 1998).

Quando usinado, um material de difícil usinabilidade pode se deformar através de uma variedade de mecanismos. Se a tensão de cisalhamento crítica em qualquer ponto do material exceder o campo de tensão elástica, o mecanismo de deformação mudará de uma energia reversível armazenada via deformação elástica para uma dissipação de energia irreversível. Exemplos de deformações irreversíveis incluem propagação de defeitos macroscópicos, formação de microtrincas, transformação de fase e movimento de deslocamento e deslizamentos intermoleculares. Os mecanismos irreversíveis de remoção de material podem ser divididos em dois tipos: frágeis e dúcteis. Na usinagem frágil, a remoção de material é alcançada através da propagação e interseção de trincas, enquanto na usinagem dúctil ocorre o escoamento plástico do material na forma de cavacos cisalhados (BIFANO et al., 1991).

Na retificação, a remoção de material ocorre através da soma de deformações microscópicas ou fratura no ponto onde um grão abrasivo está agindo naquele determinado instante. O material é removido de diferentes maneiras, dependendo do tamanho e densidade dos defeitos nos materiais, tais como falhas, trincas e o tamanho do campo de tensões. Quando o campo de tensão aplicada pelas arestas de corte dos grãos for menor que os defeitos, o material será removido principalmente por deformação plástica. Por outro lado, quando o campo de tensões for maior do que os defeitos, microfraturas frágeis localizadas irão ocorrer. Este conceito é extremamente importante na retificação de materiais frágeis, pois estes são muito sensíveis a tais defeitos (KOMANDURI, et al., 1997; INASAKI, 1987).

As principais formas de defeitos que usualmente ocorrem na remoção frágil de material são trincas superficiais e subsuperficiais. Diferentes tipos de trincas são produzidas devido ao processo de retificação. Estas trincas podem ser classificadas de duas formas: o primeiro tipo são as trincas radiais visíveis e marcas superficiais deixadas pela retificação e o segundo são trincas médias e laterais formadas abaixo

da zona afetada pela retificação e, assim, não são visíveis. No entanto, estas trincas laterais e médias são tão responsáveis pela formação dos cavacos quanto às trincas radiais. Os principais fatores que influenciam a iniciação destas trincas são as condições do rebolo, o tamanho dos grãos do rebolo, a intensidade de carga aplicada e a pré-existência de falhas superficiais do material (INASAKI, 1987). Existem estágios na formação de uma trinca devido à pré-existência de falhas superficiais do material. Os grãos do rebolo penetram a superfície da peça devido à ação das forças tangencial e normal de corte presentes. As forças operando induzem tensões superficiais que causam a expansão e abertura das falhas pré-existentes do material, originando as trincas. A origem destas falhas reside nos processos mecânicos, químicos e térmicos. Quando a pressão na configuração das trincas é reduzida, a trinca se fecha de novo. Porém, isto não significa que a trinca tenha sido removida (SINHOFF, 1998).

Krstic, (1988); Comwall e Krstic, (1992) também atribuem a ocorrência de trincas nestes tipos de materiais à expansão térmica ou incompatibilidade térmica entre os grãos de WC e a matriz de cobalto. O coeficiente de expansão térmica da fase WC e da fase cobalto são $2,9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ e $13,8 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, respectivamente. Portanto, quando estes materiais são resfriados bruscamente de uma temperatura de sinterização para a temperatura ambiente, será produzida uma grande tensão residual térmica devido à incompatibilidade de expansão térmica destes dois materiais (HUANG, 1981). Segundo Liu, Zhang e Ouyang (2000), os grãos de WC podem ser considerados corpos de formato esférico, dispersos uniformemente e separadamente na matriz de cobalto. Eles explicam que devido à expansão térmica da fase cobalto ser maior em relação à fase WC, a fase cobalto irá sofrer uma tensão de tração na interface WC-Co. Neste caso, certa quantidade de interligações ou microfissuras serão produzidas e, como resultado, será formado uma região ou distrito circular de propagação de microfissuras nas interfaces do WC e Co. Assim, a interface WC/Co sempre será uma região onde se concentra todos os tipos de defeitos, tais como, poros e microfissuras, entre outros. Conforme visto, a interface entre WC/Co pode também ser considerada uma região circular de reprodução de fissuras.

Nos materiais policristalinos o comportamento da expansão das microfissuras depende muito dos parâmetros estruturais do material. Diferentes parâmetros

estruturais resultarão em diferentes distribuições das tensões internas e, como resultado, os materiais apresentarão diferentes resistências à fratura (LIU; ZHANG; OUYANG, 2000).

A retificação de materiais frágeis usando rebolos de diamante envolve a endentação e o riscamento destes materiais com abrasivos de diamante afiados (YIN et al., 2010). Alguns pesquisadores sugerem que uma correlação entre retificação e endentação possa ser útil como um método preditivo para determinação da usinabilidade de materiais frágeis dentro do regime dúctil (XU; JAHANMIR, 1996; MALKIN; HWANG, 1996; EVANS; MARSHALL, 1986). A endentação destes materiais, analisada detalhadamente, ilustra bem o comportamento de materiais frágeis e dúcteis na usinagem de ultraprecisão com relação às deformações localizadas e fraturas. Assim, acredita-se que estes materiais, quando retificados, estarão sujeitos à propagação de trincas de forma semelhante ao processo de endentação (INASAKI, 1987). Os resultados experimentais para os testes de endentação usando um modelo preditivo da profundidade crítica de penetração do endentador apresentaram consistência (BIFANO, 1991).

A aplicação de modelos matemáticos contribui significativamente para a compreensão do próprio processo. Estes formam a base para a simulação do processo de retificação. Assim, foi criada uma condição prévia para o aumento da eficiência, que garante ao mesmo tempo um produto de alta qualidade. Geralmente, um estudo tecnológico dos processos de retificação resulta no desenvolvimento de um modelo que é válido para um campo estreitamente limitado com dadas condições de contorno. Um modelo, por exemplo, pode ser usado para prever o resultado do processo de usinagem. Sendo assim, é possível variar os parâmetros da máquina ferramenta de uma maneira proposital. (TÖNSHOFF et al., 1992).

Uma variedade de modelos matemáticos tem sido proposta por diversos pesquisadores que descrevem a iniciação e propagação de microtrincas como um modelo de fratura por endentação e a ocorrência de uma deformação dúctil sob taxas de remoção de materiais extremamente baixas como um modelo de retificação no regime dúctil.

Bifano et al, (1991) investigaram a influência das propriedades dos materiais na transição frágil/dúctil, durante o processo de retificação, de uma grande variedade de vidros amorfos, monocristais e cerâmicas avançadas. Assim, um

modelo para profundidade de corte crítica foi estabelecido. Este modelo relaciona a taxa de avanço crítica medida para 10% de fratura superficial com a profundidade crítica de corte baseado nas propriedades do material (os 10% de fratura superficial foram escolhidos arbitrariamente como um valor referente à transição frágil/dúctil).

$$d_c = 0,15 \left(\frac{E}{H} \right) \left(\frac{K_c}{H} \right)^2 \quad \text{Eq. (1)}$$

Onde:

d_c = Profundidade crítica de corte (mm)

E = Módulo de Elasticidade (GPa)

H = Dureza (MPa)

K_c = Tenacidade à fratura ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)

Portanto, d_c representa uma medida da taxa de profundidade crítica esperada para mudar o mecanismo de remoção de material de um regime dúctil para um frágil. Assim, presumivelmente uma série de materiais frágeis poderia ser enquadrada de acordo com suas propriedades para determinar a taxa de avanço do rebolo, abaixo do qual, fratura frágil não ocorreria. Somente materiais que exibem uma variação significativa em K_c com a profundidade de endentação não foram bem representados pelo modelo. Para estes materiais, o valor de K_c estimado para pequenas endentações pode ser utilizado para modificar a taxa de avanço crítica calculada.

Muitos pesquisadores têm observado que a tendência para o desenvolvimento das microtrincas, no caso de materiais frágeis, diminui com a diminuição da espessura do cavaco não deformado ($h_{\max}$), conforme apresentado na Figura 2, e quase desaparece para espessuras abaixo de um valor crítico. Pensou-se que isso ocorresse devido ao comportamento do material, sendo menos frágil abaixo deste valor crítico e, portanto, o material seria removido através de um escoamento plástico e não por fratura, que é denominado, remoção dúctil de material. A remoção dúctil ocorre porque as tensões geradas devido à espessuras de corte ou avanços muito pequenos, com a maioria das ferramentas, podem não alcançar os valores necessários para geração de trincas médias nos materiais. (KOMANDURI et al., 1997).

Figura 2 - Representação da espessura do cavaco não deformado (h_{max}) gerado durante o processo de retificação. Fonte: Mayer e Fang (1994)

Onde:

d_s = Diâmetro do rebolo

V_s = Velocidade do rebolo

f = Velocidade de avanço

a_p = Profundidade de corte

h_{max} = espessura máxima do cavaco não deformado

Reichenbach et al. (1956) propuseram um modelo matemático para estimar o valor da espessura máxima do cavaco não deformado (h_{max}), também conhecido como a profundidade de corte do grão, que depende dos parâmetros da máquina e do rebolo. Tönshoff et al. (1992) verificou que o processo de remoção de material depende em grande parte das características do rebolo, das velocidades e dos parâmetros geométricos. Algumas dúvidas surgem quanto à aplicação destes modelos na usinagem de materiais frágeis, no entanto, Subramanian (1997), através de um conjunto de observações experimentais e análises, mostrou que na retificação de cerâmica a interação abrasivos/peça pode ser tratada da mesma maneira que os já conhecidos modelos de formação de cavacos.

Malkin e Guo (1989) apresentaram análises matemáticas da geometria de corte durante o processo de retificação plana decorrente de considerações das interações cinemáticas entre a topografia da superfície do rebolo e a peça. Além de

levar em consideração os parâmetros fundamentais, tais como, profundidade de corte, espessura do cavaco não deformado e comprimento de contato, os estudos fornecem base para análises do mecanismo de interação abrasivo-peça e aumento de temperatura na zona de retificação. O modelo apresentado para a máxima espessura do cavaco não deformado leva aos mesmos resultados que o modelo proposto por Reichenbach et al. (1956).

$$h_m = \left(\frac{4}{Cr} \times \left(\frac{V_f}{V_s} \right) \times \left(\frac{a_p}{d_s} \right)^{1/2} \right)^{1/2} \quad \text{Eq. (2)}$$

h_m = Espessura máxima do cavaco não deformado

C = Número de grãos abrasivos por unidade de área

r = Valor adimensional (10 – 20)

V_f = velocidade de avanço (V_f)

V_s = Velocidade do rebolo

a_p = Profundidade de corte

Segundo Kalpakjian (1989), r é um valor adimensional que deve estar entre 10 – 20.

Tönshoff et al. (1992) realizaram um levantamento dos principais modelos matemáticos de diversos autores, usados para prever a espessura do cavaco não deformado durante o processo de retificação de materiais frágeis, e realizaram uma comparação entre os diversos métodos matemáticos. Todos os modelos apresentados tomam como base os principais parâmetros que influenciam no processo. Dentre eles estão as velocidades, a profundidade de corte e o diâmetro do rebolo. Além disso, estes modelos têm em comum que, de acordo com os expoentes, a razão da velocidade tem grande influência na formação do cavaco.

Segundo Hegeman, Hosson e With (2001), durante a retificação, os grãos de WC podem ser cisalhados devido à alta tensão aplicada pelos grãos de diamante, ou então, deformados plasticamente pela tensão de compressão exercida na frente dos referidos grãos. O ligante cobalto, considerado um material de dureza relativamente baixa, é esmagado para fora da superfície com grãos de WC pulverizados e são parcialmente removidos da superfície, juntamente com os grãos

de WC fragmentados. Eles ainda explicam que os grãos de WC podem ser arrancados da matriz de cobalto, deixando crateras na superfície do material.

A usinagem da liga WC-Co em regime dúctil ocorre quando o volume de material tensionado por cada grão abrasivo é pequeno o suficiente para produzir deformação plástica ao invés de fratura frágil, que por sua vez, penetram dentro da peça, abaixo da profundidade de corte. (YIN et al., 2004).

Segundo Gu, Yao e Li (2011), maiores profundidades de corte tendem a aumentar as profundidades das trincas laterais, porém, este aumento causa maiores distâncias entre as trincas e o plano da superfície retificada (Figura 3). Os autores ainda dizem que os resultados obtidos em suas pesquisas indicam que é possível aumentar a taxa de remoção de material e mesmo assim manter a qualidade superficial desejada. Isto sugere aumentar a profundidade de corte apropriadamente e manter a taxa de avanço em um nível relativamente baixo.

Figura 3 – Efeito da profundidade de corte (a_p) no modo de retificação. Fonte: Gu, Yao e LI (2011)

C_{lm} = Profundidade da trinca lateral

Y_m = Distância entre o plano da superfície retificada e o início da trinca lateral.

Durante o processo de retificação o material está sujeito a cargas mecânicas e térmicas. As cargas mecânicas geram tensão residual de compressão na superfície do material e, as cargas térmicas são amplamente suprimidas pela aplicação do fluido refrigerante (DENKENA; BREIDENSTEIN, 2012).

As cargas mecânicas e térmicas que ocorrem dentro da zona de contato influenciam o processo em termos de danos do material, desgaste da ferramenta e geometria da amostra, assim sua determinação é um objeto desejável para a

pesquisa. No entanto, a determinação das forças e temperaturas na zona de corte é um assunto complexo. As medições das forças de corte durante o processo de retificação são consideradas um desafio devido à rotação da amostra. Alguns pesquisadores mediram a força normal total atuante sobre a amostra durante a retificação usando células de carga instaladas dentro da estrutura da máquina. Outros inseriram sondas capacitivas pelo eixo-árvore aerostático para medir a força atuante na amostra, sendo este um método não intrusivo para o processo, mas incapaz de determinar as forças locais na zona de contato (BRINKSMEIER et al., 2010). Um método para estimar a temperatura na zona de retificação corresponde a um modelo térmico que utiliza a energia específica de corte e os parâmetros de corte envolvidos no processo de retificação (MALKIN; GUO, 1989).

$$\theta_m = \frac{1,13 \times \alpha^{\frac{1}{2}} \times a_p^{\frac{3}{4}} \times V_f^{\frac{1}{2}} \times (u - 0,45u_{ch})}{k \times d_e^{\frac{1}{4}}} \quad (3)$$

Onde:

θ_m = temperatura na zona de retificação

a_p = profundidade de corte

V_f = velocidade de avanço

d_e = diâmetro do rebolo

k = condutividade térmica do material

α = difusividade térmica da peça

u = energia específica de corte

u_{ch} = energia específica na formação do cavaco

Yang et al. (2014) analisaram a integridade subsuperficial realizando um corte transversal no sentido perpendicular à retificação de uma amostra de WC-Co. Foram detectadas mudanças microestruturais assim como microtrincas e fissuras na subsuperfície do material. Em imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) é possível visualizar uma fina camada (em torno de 400 nm) onde são encontrados grãos de WC fragmentados e comprimidos no cobalto. A medição de tensão residual revela que o processo de retificação leva a um grande aumento nas

tensões residuais de compressão. Embora existam cargas mecânicas e térmicas durante o processo de retificação, os efeitos térmicos são suprimidos pela refrigeração. Assim, as tensões residuais podem ser entendidas como sendo o efeito das deformações irreversíveis induzidas pelo grande número de partículas abrasivas em contato com a peça durante a usinagem, que produz um campo de compressão radial ao redor da região de contato abrasivo/peça, resultando na formação de uma camada tensionada por compressão, onde podem ocorrer trincas intergranular ou transgranular.

Hegeman, Hosson e With (2001) estudaram a morfologia da superfície retificada do WC-Co usando amostras com tamanhos de grãos 3, 5, 10 e 20 μ m e porcentagens de cobalto de 6, 10 e 20%, portanto, 12 tipos diferentes de amostras. Os autores constataram que o tamanho do grão de WC influencia consideravelmente nos resultados de rugosidade. Os resultados mostraram que a rugosidade é menor para amostras com tamanhos dos grãos de WC maiores, embora se esperasse mais desalojamento de grãos e, conseqüentemente, aumento de rugosidade. Analisando a deformação da camada superficial através de amostras fraturadas no sentido transversal, encontrou-se maior profundidade de deformação para maiores porcentagens de cobalto (deformação de 1,5 μ m para 10%Co; deformação de 3,0 μ m para 20%Co), sendo estas camadas formadas pelo Cobalto esmagado e espalhado, e grãos de WC fragmentados e pulverizados. A variação da espessura da camada superficial deformada não foi afetada pela variação da profundidade de corte e tamanho dos grãos de WC. A tensão residual compressiva apresentou um pequeno aumento com a diminuição dos tamanhos dos grãos, porém não houve relação entre os resultados de tensão residual com parâmetros de retificação. Alguns pesquisadores atribuem a deformação plástica do ligante Cobalto como o responsável pela deformação do material, porém neste trabalho os autores constataram que a maior parte da deformação plástica está nos grãos de WC. O ligante Cobalto foi parcialmente removido e espalhado juntamente com fragmentos de Carbetto de Tungstênio.

YIN et al. (2004) analisaram a influência dos parâmetros de corte sobre os resultados de rugosidade e desvio de forma na retificação de amostras de metal-duro. As superfícies apresentam aparências muito lisas e com apenas algumas estrias, que sugerem a ocorrência predominante do processo de remoção em

regime dúctil durante a retificação. Ainda neste trabalho, avaliou-se a topografia do rebolo após a realização dos experimentos de retificação. Os riscos apresentados no ligante metálico e a exposição dos grãos de diamante indicam a boa característica de autoafiação do rebolo durante o processo de retificação. A máxima espessura do cavaco foi calculada para ser da ordem de 0,1 a 1 nm. Resumindo, a velocidade de corte, a taxa de avanço e a profundidade de corte são parâmetros que influenciam predominantemente o processo de retificação de ultraprecisão. O aumento da velocidade do rebolo resulta na diminuição da espessura do cavaco, devido ao aumento da quantidade de grãos em contato com a peça em um determinado tempo e, isto ocasiona um acabamento de superfície mais fino. O aumento da velocidade do rebolo pode aumentar a temperatura na zona de retificação, ocasionando perda de integridade superficial e precisão de forma, e também aumentar os níveis de vibração do eixo-árvore da máquina, que contribui para aumentar os erros de forma. Os melhores resultados de rugosidade e desvio de forma foram obtidos em velocidade moderada (10 m/s). Os autores concluem que esta tecnologia pode ser aplicada para a geração direta de espelhos esféricos com acabamento superficial nanométrico e desvio de forma submicrométrica para ligas de WC-Co, sendo desnecessário aplicar processo de lapidação e polimento.

Yin et al. (2004) estudaram a influência da microestrutura de amostras de Carbetto de Tungstênio Cobalto (WC-Co) no processo de retificação de ultraprecisão. Os resultados destas medições indicaram que o valor médio do desvio de forma para as três microestruturas é o mesmo. Segundo os autores, isto sugere que a diferença na microestrutura do material não afeta a forma da peça na retificação de ultraprecisão. A rugosidade média (R_a) encontrada foi menor que 2nm, independente da diferença estrutural das amostras. Ainda neste trabalho foi avaliada a tensão residual induzida pelo processo de retificação nos três tipos de microestruturas de WC-Co. Os resultados mostraram que a tensão residual aumenta significativamente com a diminuição da porcentagem de cobalto, ou aumento no tamanho do grão de WC. Os autores concluem que a microestrutura do WC-Co apresentou uma pequena influência nos resultados de rugosidade média R_a e precisão de forma, e uma significativa influência nos resultados de tensão residual.

Yin e Huang (2008) retificaram cinco tipos de materiais frágeis: carbetto de tungstênio (WC), zirconia, carbetto de silício policristalino (SiC), fibra de vidro e

carbeto de Silício 6H (6H-SiC). Entre os cinco materiais selecionados, o 6H-SiC é o material mais frágil e o carbeto de tungstênio cobalto é o menos frágil. Isto ocorre devido o 6H-SiC ser um material monocristalino e possuir um número limitado de direções para ocorrência de deformações. Por outro lado, o carbeto de tungstênio cobalto apresenta uma fase dúctil devido à presença do cobalto, e, portanto, permite altas deformações antes da ocorrência de fratura. Em comparação aos outros materiais, a superfície usinada do composto WC-Co apresentou pequenos sulcos deixados pelo rebolo e algumas regiões apresentaram a ocorrência do regime dúctil através do deslizamento de bandas dos grãos de WC ao longo do cobalto, sem ocorrência de microfraturas dos grãos de WC. O processo de retificação de ultraprecisão apresentou a rugosidade como uma função exponencial da fragilidade do material, exceto para a zircônia.

Ren et al. (2009) investigaram a energia específica no processo de retificação de ultraprecisão de amostras de carbeto de tungstênio com vários tamanhos de grãos. Neste estudo foram usados modelos matemáticos para demonstrar a relação da energia específica com os parâmetros de processo e também com as características físicas de cada material. Eles utilizaram amostras de WC com quatro diferentes tamanhos de grãos (0,13; 0,30; 0,50 e 1,70 μm), sendo a mesma porcentagem de cobalto para todas as amostras (10%). Os resultados experimentais apontam que pequenas remoções de material correspondem a espessuras de cavaco muito pequenas e, conseqüentemente, a uma alta tensão no processo de remoção de material. Detectou-se a presença de cobalto na superfície acabada das amostras, o que sugere a ocorrência de “*squeeze-out*”, que é a ocorrência de esmagamento do cobalto gerado durante o processo de remoção de material. Os resultados de energia específica foram diferentes para as amostras com diferentes tamanhos de grãos, sendo isto atribuído às diferentes propriedades físicas e mecânicas das estruturas destes materiais. Utilizando as mesmas condições de retificação, as amostras com os menores tamanhos de grãos resultaram nos menores valores de energia específica.

Venkatachalan, Li e Liang, (2009) provaram que a espessura do cavaco não deformado é um valor importante para a análise da força de corte e textura da superfície. Eles propuseram um modelo preditivo para determinar a espessura do cavaco não deformado na microusinagem de cristais de silício monocristalino

utilizando ponta única de diamante para compreender o modo de transição dúctil - frágil na formação do cavaco. O modelo proposto inclui um modelo de força de corte e considera o efeito do raio de aresta da ponta da ferramenta e também o efeito *ploughing*. Para validação os autores realizaram ensaios de torneamento e compararam os resultados da usinagem com aqueles que são fornecidos pelo modelo proposto. O valor de transição (frágil-dúctil) da espessura do cavaco não deformado foi calculado para ser 62,37 nm. Este valor é condizente com os resultados dos experimentos realizados. Este valor também é condizente com o modelo desenvolvido por Blake e Scattergood (1990). A ocorrência de deformação plástica é obtida sob a condição em que a tensão de cisalhamento na região de formação do cavaco deva ser maior que a tensão de cisalhamento crítica para a formação de cavaco e o fator intensidade de tensão deva ser menor do que a tenacidade à fratura do material. Os autores concluem que o modelo proposto ajuda na determinação das condições de corte para a microusinagem de materiais frágeis, evitando assim, técnicas de tentativa e erro.

Sun et al. (2010) investigaram o mecanismo de remoção de material de amostras de carbeto de tungstênio com tamanhos de grãos de 0,3 e 0,8 μm durante o processo de nanoriscamento. Foram realizados ensaios de riscamento múltiplo, riscamento cruzado, variando a distância dos sulcos gerados pelo riscador e, os resultados obtidos foram comparados com o processo de lapidação. Os resultados mostraram que os dois tipos de amostras apresentaram diferentes características no processo de remoção de material. As análises de microscopia eletrônica mostraram que as amostras com grãos menores apresentaram menor rugosidade e maior deformação plástica quando comparadas com as amostras de grãos maiores, que apresentaram mais fraturas nos grãos (Figura 4). As amostras com maiores tamanhos de grãos apresentaram “*squeeze-out*”, conforme mostrado anteriormente no trabalho de Ren et al. (2009). Baseado nos resultados de microscopia, os autores explicam que, quando o esmagamento ultrapassa certos limites, o ligante cobalto migra para a superfície da peça, causando escurecimento ou manchas na superfície da peça acabada. Sun et al. (2010) concluíram que a remoção de material em grãos finos foi dominada por deformação plástica, enquanto nos grãos maiores houve grande remoção frágil, incluindo fratura e desalojamento de grãos. Os resultados de

rugosidade obtidos para as duas amostras são similares aos resultados obtidos em experiências envolvendo o processo de lapidação.

Figura 4 – Imagem de MEV de superfícies usinadas pelo processo de nanoriscamento. (a) amostra com grãos menores (0,3 μm). (b) amostra com grãos maiores (0,8 μm). Fonte: Sun et al., (2010)

Bulla et al. (2012) analisaram a obtenção do regime dúctil em carbeto de tungstênio nanocristalino por meio do torneamento de amostra com tamanho médio do grão de 0,2 μm e 3% de cobalto na composição. Foram realizados experimentos de usinagem variando os parâmetros de usinagem e a geometria da ferramenta. Baseado nas propriedades do material e no modelo proposto por Bifano et al., (1991), a profundidade crítica de corte para este material é 165 nm, que é menor que o tamanho do grão do material. A máxima espessura do cavaco não deformado nos experimentos foi 170 nm, sendo este valor ligeiramente acima da profundidade crítica calculada. Nesta pesquisa os autores concluíram que a geometria tem grande importância no processo. O desgaste da ferramenta diminuiu significativamente quando aumentado o raio da ferramenta. O ângulo de saída -20° gerou as melhores superfícies com pouco desgaste na ferramenta. Concluiu-se que o torneamento do carbeto de tungstênio nanocristalino é possível usando o processo de torneamento de ultraprecisão desde que sejam considerados os parâmetros de usinagem e a geometria da ferramenta.

Chao et al. (2013) realizaram um estudo com o objetivo de melhorar a fabricação de micromoldes para injeção de lentes produzidas a partir de WC-Co. Neste trabalho, além dos ensaios de retificação de ultraprecisão, os autores desenvolveram um método efetivo para a fabricação de pequenos rebolos de diamante com dimensões de 0,2 até 0,5 mm de diâmetro. Os grãos de diamante foram misturados a um polímero (em fase líquida) e colocados em um pino de $\varnothing$ 0,15 mm. Camadas sucessivas foram aplicadas até atingir um diâmetro de aproximadamente 0,5 mm e curadas com luz ultravioleta. Posteriormente, retificou-se uma cavidade esférica de diâmetro de 0,5mm e profundidade de 16 μ m usando profundidade de corte de 0,3 e 1,0 μ m (acabamento e desbaste); $V_s = 0,3$ mm/min, rotação da amostra = 100 rpm; rotação do rebole = 40000 rpm. Os autores concluíram que a fabricação de pequenos rebolos foi realizada com sucesso, porém devido ao tamanho dos grãos de diamante utilizados (30 – 40 μ m) a rugosidade média obtida foi de 49 nm Ra, sendo este um valor insatisfatório para a geração de acabamento em superfícies ópticas. Entretanto, isto pode ser melhorado utilizando tamanhos de grão menores para a fabricação dos rebolos.

Baseado nestas pesquisas, acredita-se que o carbeto de tungstênio pode ser usinado através de processos de ultraprecisão garantindo superfícies acabadas com excelente qualidade óptica, isentas de microfraturas e rugosidade média da ordem de 10 nanômetros. Na presente pesquisa, será estudado o comportamento do carbeto de tungstênio-cobalto (WC-Co) com diferentes parâmetros estruturais, submetido ao processo de retificação de ultraprecisão, pois se verificou a necessidade de aprofundamento sobre a influência destes parâmetros no mecanismo de remoção de material e qualidade da superfície retificada. Verificou-se também a necessidade de analisar a microdureza da camada superficial do material após o processo de retificação e compreender se as diferentes microestruturas e parâmetros de corte influenciam nos resultados. Além disso, é importante entender se a possível alteração de microdureza é obtida em função de fatores mecânicos (tensão de compressão) ou fatores térmicos (aumento da temperatura na zona de retificação).

Amostras foram submetidas a diversos ensaios de microendentação e posteriormente retificação de ultraprecisão para avaliar a influência dos parâmetros de corte e tipo de microestrutura sobre o regime de remoção de material e qualidade

da superfície usinada. As amostras, depois de retificadas, foram microendentadas para avaliar a ocorrência de alterações subsuperficiais do material, produzidas pelo contato abrasivo/peça durante o processo de retificação de ultraprecisão. As forças de corte foram medidas para avaliação da temperatura na zona de retificação.

3 METODOLOGIA

3.1 Caracterização das Amostras de WC-Co

O material estudado neste trabalho é o carbetto de tungstênio-cobalto (WC-Co), também conhecido como metal duro. Foram testados quatro tipos de ligas com diferentes porcentagens de cobalto e diferentes tamanhos de grãos de carbetto de tungstênio-cobalto. A Tabela 2 apresenta a composição e algumas propriedades dos materiais testados.

Tabela 2 - Composição das amostras de WC-Co. Fonte: Catálogo CERATIZIT – *Hard Metals for Precision Tool*.

Material	Tamanho do Grão	Cobalto	H	E	K _c
	[μm]	[%]	[Mpa]	[Gpa]	[MPa*m ^{1/2}]
1	1,5	8	15	480	10,5
2	1,5	4	17	550	9
3	0,5	8	19	570	7,5
4	0,5	4	24	650	6,5

Inicialmente, as amostras foram embutidas individualmente em resina. Após o embutimento, um disco rígido metálico de face diamantada foi acoplado à politriz para remoção das maiores irregularidades geradas pelo processo de corte das amostras. Posteriormente as amostras foram polidas de forma escalonada usando pasta abrasiva com grãos de diamante nos tamanhos 15, 9, 6, 3, 2 e 1 μm , iniciando pelo maior até o menor grão abrasivo. O polimento se faz necessário para obtenção de uma superfície com poucos danos e possibilite a caracterização do material. Estes procedimentos foram realizados no Laboratório de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos.

Diversas microendentações foram realizadas nas amostras polidas aplicando cargas de 2000, 1000, 500, 300, 200, 100, 50, 25, 15, 10, 5 e 1 gf usando um microdurômetro LEICA do Laboratório de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos. Além da medição da microdureza *vickers*, alguns autores sugeriram que este ensaio permite correlacionar os resultados das impressões com a retificação e assim prever a formação de microtrincas nestes materiais.

A avaliação das microendentações foi realizada no Laboratório de Engenharia de Precisão da Escola de Engenharia de São Carlos – USP por meio de um interferômetro óptico tridimensional de luz branca Wyko® NT1100 e a avaliação das imagens foram realizadas com o auxílio do software *Vision 2.0*® 2002-2008 ambos da Veeco Instruments. As micrografias de MEV das amostras microendentadas foram realizadas na Central de Análises Químicas Instrumentais do Instituto de Química de São Carlos (CAQI/IQSC/USP) em um equipamento ZEISS LEO 440 (Cambridge, England) com detector OXFORD (modelo 7060).

3.2 Materiais e métodos utilizados nos ensaios de retificação

As amostras foram coladas em um suporte de alumínio utilizando cera quente (Figura 5) para evitar possíveis deformações. A base inferior do suporte foi lapidada para possibilitar a fixação na placa de vácuo do torno.

Figura 5 - Amostra de WC-Co fixada em suporte de alumínio

As amostras de WC-Co foram usinadas em um torno de ultraprecisão ASG 2500 fabricado pela Rank Pneumo®, atual Precitech®. A resolução deste torno está na faixa de 10 nm, estando habilitado a usinar formas complexas com exatidões dimensionais submicrométricas. O erro de posicionamento dos carros, sustentados por mancais hidrostáticos, e o eixo-árvore, aerostático, possibilitam que o torno produza acabamentos de alta qualidade em muitos materiais. Para obter resoluções e acabamentos superficiais desta ordem, o equipamento é constituído de um CNC

série 8200 Allen Bradley, um sistema de realimentação interferométrico laser e uma tecnologia de servos que produzem um dos mais exatos sistemas de usinagem de ultraprecisão.

O cabeçote retificador foi montado sobre a base do eixo transversal do torno de ultraprecisão, conforme apresentado na Figura 6. Para eliminar vibrações e garantir a alta qualidade das superfícies usinadas, o cabeçote retificador possui um sistema de mancais aerostáticos no eixo-árvore, arrefecimento interno para os componentes mecânicos, estrutura de ferro fundido e controlador de velocidade do eixo-árvore (máximo de 10.000 rpm). O sistema de refrigeração conta com controle de temperatura e pressão do fluido.

Figura 6 – Cabeçote Retificador montado no torno de ultraprecisão (partes principais).

Para os ensaios de retificação foram usados rebolos de diamante com liga resinóide em formato de disco, grãos abrasivos de 25 e 15 μm (desbaste e acabamento, respectivamente), ambos com 45 grãos/ mm^2 , nas dimensões $\varnothing 75 \times 3$ mm, fabricados pela *Parsons Diamond End*. A temperatura do laboratório foi estabilizada em 20°C e a umidade relativa do ar em 45%. Foi usado o fluido de corte Etileno Glicol a base de água, misturado na proporção de 1:10.

Os parâmetros de corte foram definidos baseados em pesquisas apresentadas na revisão de literatura e análises de espessura de corte realizada na seção 4. Assim, foi definida uma matriz experimental, usando o método de Planejamento Experimental 2^k . Tais experimentos são úteis quando um grande número de fatores tem que ser considerado e se necessita de muito tempo para ser

executado (MONTGOMERY, 1997). Os fatores analisados são: tamanho de grão, porcentagem de cobalto, profundidade de corte (a_p) e velocidade de avanço (V_f).

As rugosidades das superfícies retificadas foram medidas por meio do interferômetro óptico tridimensional de luz branca *Wyko*® NT1100 e a avaliação das imagens foi realizada com o auxílio do software *Vision 2.0* © 2002-2008. Para melhor entendimento da influência dos parâmetros estruturais e dos parâmetros de corte sobre os resultados de rugosidade, foi realizado um teste ANOVA. Devido à dificuldade na reprodução dos ensaios, foram adotadas repetições dentro de uma mesma amostra. O tratamento dos resultados foi utilizado por meio do software estatístico *Minitab*® 16.

Para avaliar a qualidade da superfície usinada e o mecanismo de remoção de material, as amostras foram analisadas através de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Para revelar a microestrutura do material usinado e visualizar os efeitos da retificação, as amostras foram submetidas individualmente ao ataque químico por imersão durante 3 minutos. O reagente utilizado foi o *Murakami's*, conforme a norma padrão para ataque químico de aços e ligas, ASTM E 407. Este reagente possui a seguinte composição: 10g $K_3Fe(CN)_4$ + 10g KOH ou N_2OH + 100 ml H_2O .

3.3 Medição da Força de Usinagem e Análise da Temperatura na Zona de Retificação.

A determinação da temperatura na zona de retificação possibilita inferir sobre algumas alterações que podem ocorrer na superfície do material usinado, como por exemplo, alterações na microdureza geradas por transformações metalúrgicas. Uma das formas para estimar o aumento de temperatura é através de modelos matemáticos que utilizam a força de corte de usinagem.

Assim, o objetivo deste ensaio é coletar os valores das forças de corte produzidas nos ensaios de retificação e posteriormente determinar o aumento da temperatura para as diferentes ligas de WC-Co, utilizando um modelo proposto por Malkin (1989).

Para aquisição dos sinais de força durante os ensaios foi usado um dinamômetro piezelétrico da marca *Kistler*®, modelo 9256C2, faixa de trabalho na

direção x, y e z de -250 a 250 N, precisão de 0,01 N, frequência natural de 4 kHz e rigidez de 250 N/ μ m e um amplificador de carga de três canais da marca *Kistler*®, Type 5019B. A conversão e transmissão dos sinais analógicos para o digital foi realizada por uma placa de aquisição de dados da marca *National Instruments*®, modelo NI USB-6216, blocos de conectores e o software *labVIEW*®. O tratamento do sinal foi realizado por meio do software *Matlab*, desenvolvido pela *MathWorks*®.

Para possibilitar a fixação do dinamômetro na placa de vácuo, foi necessário utilizar um flange de alumínio. Uma das faces do flange foi lapidada para permitir sua fixação na placa de vácuo. O dinamômetro foi fixado no flange por meio de quatro parafusos Allen e, por fim, o suporte de amostras fixado ao dinamômetro. A Figura 7 ilustra o esquema de preparação da máquina para medição das forças de usinagem. Os ensaios foram realizados na direção “x” sem rotação da placa, em função do cabo de transferência de dados não permitir este movimento.

Figura 7 – Esquema de montagem do dinamômetro para medição das forças de corte na retificação de ultraprecisão.

3.4 Medição da Microdureza das Amostras Retificadas

Após o processo de retificação, todas as amostras foram submetidas novamente aos ensaios de microdureza com o objetivo de verificar a ocorrência de alterações subsuperficiais no material, produzidas pelo contato abrasivo/peça durante o processo de retificação de ultraprecisão, e também avaliar se os diferentes parâmetros de corte contribuem para a mudança de microdureza da superfície retificada. Para verificar as alterações produzidas após a retificação, foram

realizadas medições de microdureza em todas as superfícies usinadas, aplicando cargas de 2000, 1000, 500, 300, 200, 100, 50, 25, 15, 10, 5 e 1 gf. A redução das cargas de microendentação possibilita avaliar a alteração da microdureza em pequenas camadas do material. Para realizar as microendentações foi usado o microdurômetro LEICA do Laboratório de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos.

3.5 Cinemática do Processo de Retificação e Determinação dos Parâmetros de Corte.

O objetivo desta seção é apresentar uma análise da cinemática do processo de retificação envolvido neste trabalho. O foco é analisar a trajetória dos grãos abrasivos durante os ensaios de retificação e verificar sua influência no processo de remoção de material. Esta análise também fornece informações que embasam a escolha dos parâmetros de corte para os ensaios de usinagem.

3.5.1 Cinemática do Processo de Retificação

O processo de retificação estudado combina três velocidades simultâneas durante a operação: velocidade de rotação da placa (V_t); velocidade de rotação do rebolo (V_s); velocidade de avanço do rebolo (V_f). A Figura 8 ilustra o processo de retificação e apresenta as velocidades envolvidas no processo.

Figura 8 - Ilustração dos ensaios de retificação das amostras de WC-Co

A combinação destas três velocidades influencia na inclinação da trajetória dos grãos abrasivos (α) em relação à linha de centro da amostra, conforme é representado na Figura 9.

Figura 9 - Representação do ângulo de inclinação (α) da trajetória do grão abrasivo nos ensaios de retificação de ultraprecisão das amostras de WC-Co.

Altas inclinações na trajetória (α) podem influenciar no mecanismo de remoção de material durante a retificação e, conseqüentemente, na rugosidade, textura e orientação dos sulcos gerados pelos grãos abrasivos.

Foi realizada uma simulação da trajetória dos grãos abrasivos utilizando uma máquina fresadora. A finalidade desta simulação é o entendimento da influência das

velocidades sobre o percurso do grão abrasivo durante os ensaios de retificação (Figura 10). Uma ferramenta de aço rápido (bits) foi montado no eixo-árvore da máquina para simular o movimento de um único grão abrasivo. Um disco de cera nas dimensões $\varnothing 200 \times 20$ mm foi fixado na placa universal do cabeçote divisor para simular a rotação da amostra de WC-Co. Um dispositivo foi acoplado ao cabeçote divisor para garantir o movimento rotativo contínuo da placa.

Figura 10 - Simulação do movimento de um único grão abrasivo

Durante o experimento a rotação da peça e ferramenta foi variada. Foram realizados ensaios de usinagem em regiões periféricas e mais próximo do centro do disco de cera. A Tabela 3 apresenta as rotações utilizadas nos ensaios.

Tabela 3- Parâmetros de corte usados na simulação.

	Peça		Ferramenta
	Rotação	Raio de Usinagem	Rotação
	[RPM]	[mm]	[RPM]
Usinagem 1	10	100	100
Usinagem 2	10	75	100
Usinagem 3	10	100	10

Figura 11 (a) apresenta o disco de cera após os ensaios. A

Figura 11 (b) apresenta uma ampliação dos riscos gerados nos ensaios. A inclinação do risco 1 foi gerado pela combinação da rotação da peça e da ferramenta na Usinagem 1. Mantendo as mesmas rotações, a Usinagem 2 foi realizada mais próxima do centro da peça (raio de 75 mm). Verifica-se a diminuição na inclinação do risco 2 devido à menor velocidade tangencial no raio de 75 mm. A Usinagem 3 foi realizada no raio de 100 mm, usando 10 rpm para ferramenta e peça. Verifica-se o aumento acentuado na inclinação do risco 3 (aproximadamente 45°).

Figura a

Figura b

Figura 11 - Resultado da simulação do movimento de um único grão abrasivo

Conclui-se que, quanto maior a rotação do rebolo e menor o raio da amostra a ser usinada, menor será a inclinação na trajetória dos grãos abrasivos.

Por meio desta simulação foi possível verificar de forma prática a influência das rotações sobre o ângulo de inclinação da trajetória dos grãos abrasivos (α) no processo de retificação. Verificou-se também que o grão abrasivo sempre terá uma trajetória inclinada.

O diâmetro do rebolo é um fator importante para a determinação desta inclinação, portanto, deve ser levado em consideração nos cálculos. A Figura 12 apresenta o desenho em vista frontal do rebolo utilizado nos ensaios.

Figura 12 – Desenho da vista frontal do rebolo de diamante utilizado nos ensaios de retificação.

V_s = Velocidade tangencial do rebolo

V_f = Velocidade de avanço

V_t = Velocidade tangencial da placa

l_x = Comprimento horizontal

l_y = Comprimento vertical

l_c = Comprimento de corte

r_r = Raio do rebolo

r_a = Raio da amostra

$\varnothing_r$ = Diâmetro do rebolo

$\varnothing_a$ = Diâmetro da amostra

a_p = Profundidade de corte

θ = Ângulo em função do comprimento de corte

α = Inclinação da trajetória de corte

n_p = Rotações da placa

n_r = Rotações do rebolo

w_r = velocidade angular do rebolo

w_p = velocidade angular da placa

t_{lc} = tempo para percorrer l_c

t_{ly} = tempo para percorrer l_y

Portanto, sabendo-se que:

$$V_s = w_r \times r_r = n_r \times \frac{2\pi}{60} \times r_r \quad (4)$$

$$Vt = w_p \times r_a = n_p \times \frac{2\pi}{60} \times r_a \quad (5)$$

$$l_c = \frac{\theta \times \pi \times \emptyset_r}{360^\circ} \quad (6)$$

O tempo para percorrer o comprimento l_c é o mesmo para percorrer o comprimento l_y , assim:

$$t_{lc} = \frac{l_c}{V_s} \quad (7)$$

$$t_{lc} = t_{ly} = \frac{l_y}{V_t} \quad (8)$$

$$l_y = tg_\alpha \times l_x \quad (9)$$

Combinando as eq. (6) e (7):

$$t_{lc} = \frac{\theta \times \pi \times \emptyset_r}{360^\circ \times V_s} \quad (10)$$

Combinado as eq. (5), (8) e (10):

$$l_y = \frac{\theta \times \pi \times \emptyset_r}{360^\circ \times V_s} \times n_p \times \frac{2\pi}{60} \times r_a \quad (11)$$

Inserindo a eq. (9) na eq. (11):

$$tg_\alpha \times l_x = \frac{\theta \times \pi \times \emptyset_r}{360^\circ \times V_s} \times n_p \times \frac{2\pi}{60} \times r_a \quad (12)$$

Trabalhando a eq. (12):

$$\frac{l_x}{\theta} \times \frac{360^\circ \times V_s \times tg_\alpha}{\pi \times \emptyset_r} = n_p \times \frac{2\pi}{60} \times r_a \quad (13)$$

Na Tabela 4 verifica-se que a relação $\frac{l_x}{\theta}$ é uma constante de valor 0,654 para diferentes diâmetros da amostra ($\varnothing_a$) e diferentes profundidades de corte (a_p).

Tabela 4 - Simulação da relação l_x/θ para diferentes $\varnothing$ ou (r_a) da amostra e profundidades de corte. Onde: $\varnothing_r=75$ mm; $n_r=5093$ rpm; $n_p=1000$ rpm; $V_s=20000$ mm/s.

$\varnothing_a$	a_p	V_t	l_x	l_y	l_c	α°	θ	l_x/θ
[mm]	[mm]	[mm/s]	[mm]	[mm]	[mm]	[°]	[°]	[°]
20	0,0005	1047	0,194	0,010	0,194	3,0	0,296	0,654
19	0,0015	995	0,335	0,017	0,335	2,8	0,512	0,654
18	0,0030	942	0,474	0,022	0,474	2,7	0,725	0,654
17	0,0040	890	0,548	0,024	0,548	2,5	0,837	0,654
16	0,0050	838	0,612	0,026	0,612	2,4	0,936	0,654
15	0,0060	785	0,671	0,026	0,671	2,2	1,025	0,654
14	0,0070	733	0,725	0,027	0,725	2,1	1,107	0,654
13	0,0080	681	0,775	0,026	0,775	1,9	1,184	0,654
12	0,0090	628	0,822	0,026	0,822	1,8	1,255	0,654
11	0,0100	576	0,866	0,025	0,866	1,6	1,323	0,654
10	0,0110	524	0,908	0,024	0,908	1,5	1,388	0,654
9	0,0120	471	0,949	0,022	0,949	1,3	1,450	0,654
8	0,0130	419	0,987	0,021	0,987	1,2	1,509	0,654
7	0,0140	367	1,025	0,019	1,025	1,0	1,566	0,654
6	0,0150	314	1,061	0,017	1,061	0,9	1,621	0,654
5	0,0160	262	1,095	0,014	1,095	0,8	1,674	0,654
4	0,0170	209	1,129	0,012	1,129	0,6	1,725	0,654
3	0,0180	157	1,162	0,009	1,162	0,5	1,775	0,654
2	0,0190	105	1,194	0,006	1,194	0,3	1,824	0,654
1	0,0200	52	1,225	0,003	1,225	0,2	1,871	0,654
0	0,0210	0	1,255	0,000	1,255	0,0	1,918	0,654

Substituindo $\frac{l_x}{\theta}$ pela constante de valor 0,654 na eq. (13), se obtém a eq.

(14):

$$n_p = \frac{7160,4 \times V_s \times \operatorname{tg} \alpha}{\pi^2 \times \varnothing_r \times \frac{\varnothing_a}{2}} \quad (14)$$

Através da eq. (14) é possível calcular o número de rotações da placa (n_p) em função do diâmetro da amostra ($\varnothing_a$), diâmetro do rebolo ($\varnothing_r$), velocidade de corte do rebolo (V_s) e inclinação desejada da trajetória de corte (α).

Isolando α da eq. (14) obtém-se a eq. (15).

$$\alpha = \arctg \left(\frac{n_p \times \pi^2 \times \varnothing_r \times \frac{\varnothing_a}{2}}{7160,4 \times V_s} \right) \quad (15)$$

Através da eq. (15) é possível calcular a inclinação da trajetória de corte (α) do grão abrasivo.

A rotação do rebolo é obtida através da simplificação da eq. (4).

$$n_r = \frac{60 \times v_s}{\pi \times \varnothing_r} \quad (16)$$

A Tabela 5 e a Tabela 6 apresentam as variações na inclinação trajetória do grão abrasivo (α) em função da diminuição do diâmetro da amostra.

Tabela 5 - Variação da inclinação (α) na trajetória do grão em função do diâmetro da amostra, para uma profundidade de corte igual a 0,5 μm . Onde: $\varnothing_r=75$ mm; $n_r=5093\text{rpm}$; $n_p=1000\text{rpm}$; $V_s=20000\text{mm/s}$.

$\varnothing_a$	a_p	V_t	l_x	l_y	l_c	Tempo de l_c	α°
[mm]	[μm]	[mm/s]	[mm]	[mm]	[mm]	[μseg]	[$^\circ$]
20	0,5	1047	0,194	0,010	0,194	9,68	3,0
19	0,5	995	0,194	0,010	0,194	9,68	2,8
18	0,5	942	0,194	0,009	0,194	9,68	2,7
17	0,5	890	0,194	0,009	0,194	9,68	2,5
16	0,5	838	0,194	0,008	0,194	9,68	2,4
15	0,5	785	0,194	0,008	0,194	9,68	2,2
14	0,5	733	0,194	0,007	0,194	9,68	2,1
13	0,5	681	0,194	0,007	0,194	9,68	1,9
12	0,5	628	0,194	0,006	0,194	9,68	1,8
11	0,5	576	0,194	0,006	0,194	9,68	1,6
10	0,5	524	0,194	0,005	0,194	9,68	1,5
9	0,5	471	0,194	0,005	0,194	9,68	1,3
8	0,5	419	0,194	0,004	0,194	9,68	1,2
7	0,5	367	0,194	0,004	0,194	9,68	1,0
6	0,5	314	0,194	0,003	0,194	9,68	0,9
5	0,5	262	0,194	0,003	0,194	9,68	0,7
4	0,5	209	0,194	0,002	0,194	9,68	0,6
3	0,5	157	0,194	0,002	0,194	9,68	0,4
2	0,5	105	0,194	0,001	0,194	9,68	0,3
1	0,5	52	0,194	0,001	0,194	9,68	0,1
0	0,5	0	0,194	0,000	0,194	9,68	0,0

Tabela 6 - Variação da inclinação (α) na trajetória do grão em função do diâmetro da amostra, para uma profundidade de corte igual a $1,5\mu\text{m}$. Onde: $\varnothing_r=75\text{ mm}$; $n_r=5093\text{rpm}$; $n_p=1000\text{rpm}$; $V_s=20000\text{mm/s}$.

$\varnothing_a$	a_p	V_t	l_x	l_y	l_c	Tempo de l_c	α°
[mm]	$[\mu\text{m}]$	[mm/s]	[mm]	[mm]	[mm]	$[\mu\text{seg}]$	$[\circ]$
20	1,5	1047	0,335	0,018	0,335	16,77	3,0
19	1,5	995	0,335	0,017	0,335	16,77	2,8
18	1,5	942	0,335	0,016	0,335	16,77	2,7
17	1,5	890	0,335	0,015	0,335	16,77	2,5
16	1,5	838	0,335	0,014	0,335	16,77	2,4
15	1,5	785	0,335	0,013	0,335	16,77	2,2
14	1,5	733	0,335	0,012	0,335	16,77	2,1
13	1,5	681	0,335	0,011	0,335	16,77	1,9
12	1,5	628	0,335	0,011	0,335	16,77	1,8
11	1,5	576	0,335	0,010	0,335	16,77	1,6
10	1,5	524	0,335	0,009	0,335	16,77	1,5
9	1,5	471	0,335	0,008	0,335	16,77	1,3
8	1,5	419	0,335	0,007	0,335	16,77	1,2
7	1,5	367	0,335	0,006	0,335	16,77	1,0
6	1,5	314	0,335	0,005	0,335	16,77	0,9
5	1,5	262	0,335	0,004	0,335	16,77	0,7
4	1,5	209	0,335	0,004	0,335	16,77	0,6
3	1,5	157	0,335	0,003	0,335	16,77	0,4
2	1,5	105	0,335	0,002	0,335	16,77	0,3
1	1,5	52	0,335	0,001	0,335	16,77	0,1
0	1,5	0	0,335	0,000	0,335	16,77	0,0

De acordo com a Tabela 5 e Tabela 6, verifica-se que nas usinagens próximas à periferia da amostra ocorrem as maiores inclinações na trajetória do grão abrasivo, e em usinagens próximas do centro da amostra, a inclinação na trajetória tenderá a zero. Verifica-se que, para usinagens próximas a periferia da amostra, as maiores inclinações na trajetória de corte são de aproximadamente $3,0^\circ$, sendo este valor considerado relativamente pequeno. Estes resultados se devem principalmente em função da velocidade da placa ser muito menor que a velocidade do rebolo. Considerando estes resultados, o processo de retificação abordado neste trabalho,

será aproximado a uma retificação tangencial, possibilitando assim a utilização dos modelos matemáticos já existentes, desenvolvidos para retificação tangencial.

3.5.2 Parâmetros utilizados na retificação

A velocidade do rebolo (V_s) deve atender uma faixa entre 20 e 40 m/s, para a retificação com fluido de corte. Para a execução dos ensaios foi adotado 20 m/s como forma de garantir um trabalho seguro ao cabeçote retificador. Sabendo que o diâmetro do rebolo é 75 mm, faz-se necessário usar uma rotação de 5093 rpm para atender a velocidade periférica de 20 m/s. A rotação adotada para a placa foi de 1000 rpm. Além disso, conforme apresentado anteriormente na Tabela 5 e Tabela 6, a rotação do rebolo e da placa (amostra) devem ser respectivamente 5093 rpm e 1000 rpm, para atender uma inclinação máxima de $3,0^\circ$ na trajetória do grão abrasivo.

A profundidade de corte (a_p), a velocidade de avanço da peça (V_f) e a velocidade do rebolo são parâmetros de usinagem que influenciam diretamente no mecanismo de remoção de material. Chao et al., (2013) aplicaram profundidades de corte entre 0,3 e 1,0 μm e velocidade de avanço (V_f) de 0,3 mm/min nos ensaios de usinagem de carbeto de tungstênio-cobalto.

A profundidade crítica (d_c) esperada para mudar o mecanismo de remoção de material de um regime dúctil para um frágil é dada pela eq. (1), conforme apresentado na seção 2.2.

A Tabela 7 apresenta as características das amostras de WC-Co usadas nos ensaios e as respectivas profundidades críticas (d_c) calculadas conforme a eq. 1.

Tabela 7 – Características dos materiais e a profundidade crítica de corte (d_c)

Material	Tamanho do Grão	Cobalto	H	E	K_c	d_c
	[μm]	[%]	[MPa]	[GPa]	[MPa $\cdot\text{m}^{1/2}$]	[μm]
1	1,5	8	15	480	10,5	2,35
2	1,5	4	17	550	9	1,36
3	0,5	8	19	570	7,5	0,70
4	0,5	4	24	650	6,5	0,30

Para os experimentos, foram definidas profundidades de corte de 0,5 e 1,5 μm por serem valores próximos à profundidade crítica (d_c) apresentadas na Tabela 7.

Para a determinação das velocidades de avanço (V_f), foi considerada a máxima espessura do cavaco. Ling et al., (2004) conseguiram usinar amostras de WC-Co em regime dúctil aplicando parâmetros de corte que produziram cavacos com espessuras da ordem de 1nm. Conforme visto na seção 2.2, a máxima espessura do cavaco ($h_{\text{máx}}$) gerada no processo de retificação pode ser calculada pela equação:

A Tabela 8 apresenta os valores da máxima espessura do cavaco (h_m) calculado através da eq. 2.

Tabela 8 - Espessura máxima do cavaco ($h_{\text{máx}}$) em função dos parâmetros de corte. Razão entre largura e espessura do cavaco igual a 15.

V_s	V_w	a_p	h_m
[m/s]	[m/min]	[μm]	[nm]
20	0,05	0,5	0,80
20	0,05	1,5	1,06
20	0,15	0,5	1,40
20	0,15	1,5	1,84

De acordo com a Tabela 8, os parâmetros de corte (a_p e f) adotados, podem gerar espessuras de cavaco entre 0,8 e 1,84 nanômetros. Estes valores são muito próximos a espessura dos cavacos conseguidos por Ling et al., (2004).

Os ensaios de retificação foram realizados em uma amostra por vez, sem retirada da máquina. Foram realizadas usinagens para a limpeza total da face para obtenção de uma superfície com poucos danos. Primeiramente foi usado o rebolo com grãos abrasivos de 25 μm e profundidade de corte de 2 μm , até uniformizar a superfície. Posteriormente foi usado o rebolo com grãos abrasivos de 15 μm para melhorar o acabamento da face. Foram realizados passes com profundidade de corte 1,0 μm e 0,5 μm (dois passes em cada condição). A Tabela 9 apresenta os parâmetros de corte utilizados para a limpeza total da face.

Tabela 9 - Parâmetros de corte usados para uniformizar as faces das amostras

	Quantidade de passes		
	até uniformizar	2 passes	2 passes
Rebolo	D400	D800	D800
Prof. Corte (a_p) μm	2	1	0,5
Avanço (f) mm/min	2	1	0,1
Rotação da placa (rpm)	1000	1000	1000
Rotação do rebolo (rpm)	5000	5000	5000

Após a limpeza da face foram iniciadas as usinagens usando rebolo de acabamento (tamanho de grãos de 15 μm) adotando as condições de corte apresentadas na Tabela 8. Foi definida uma matriz experimental usando o método de planejamento experimental 2^k . Este é um tipo especial de experimento completo em que k fatores são investigados em exatamente dois níveis. Normalmente estes níveis são “alto” e “baixo”. Existirão então 2^k possíveis combinações de tratamentos. Neste caso os fatores a serem analisados são: tamanho de grão, porcentagem do ligante cobalto, profundidade de corte (a_p) e avanço (V_f).

A Tabela 10 apresenta os fatores e seus respectivos níveis para a realização do delineamento experimental e a Tabela 11 apresenta todas as possíveis combinações de fatores realização do experimento fatorial 2^4 .

Tabela 10 – Níveis dos fatores para o Delineamento Fatorial 2^4

Fator do Delineamento				
	Tamanho do Grão	Teor de Cobalto	a_p	f
	A	B	C	D
Nível	$[\mu\text{m}]$	$[\%]$	$[\mu\text{m}]$	$[\text{mm/min}]$
Baixo (-)	0,5	4	0,5	0,05
Alto (+)	1,5	8	1,5	0,15

Tabela 11 – Matriz experimental e valor dos fatores para o experimento fatorial 2⁴

Usinagem	Tamanho do Grão	Teor de Cobalto	Prof. Corte	Avanço
	[μm]	[%]	[μm]	[mm/min]
1	0,5	4	0,5	0,05
2	1,5	4	0,5	0,05
3	0,5	8	0,5	0,05
4	1,5	8	0,5	0,05
5	0,5	4	1,5	0,05
6	1,5	4	1,5	0,05
7	0,5	8	1,5	0,05
8	1,5	8	1,5	0,05
9	0,5	4	0,5	0,15
10	1,5	4	0,5	0,15
11	0,5	8	0,5	0,15
12	1,5	8	0,5	0,15
13	0,5	4	1,5	0,15
14	1,5	4	1,5	0,15
15	0,5	8	1,5	0,15
16	1,5	8	1,5	0,15

Para evitar usinagens próximas ao centro da peça, onde a velocidade da peça tende a diminuir, foram realizadas usinagens mais próximas à periferia das amostras (Figura 13). Foram estabelecidas duas usinagens por amostra, sendo necessário assim um total de oito amostras para a realização de todos os testes.

Figura 13 - Representação das faixas de usinagens nas amostras de WC-Co.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Esta seção apresenta os resultados dos ensaios realizados, seguidos das respectivas análises, interpretações e discussões. Os resultados estão organizados da seguinte maneira:

- Caracterização das amostras por microendentação;
- Rugosidade obtida na retificação de ultraprecisão: análise da influência do tamanho de grão, porcentagem de cobalto, profundidade de corte e velocidade de avanço.
- Morfologia das superfícies retificadas e análise do mecanismo de remoção de material;
- Força de usinagem e análise térmica;
- Microdureza das amostras retificadas.

4.1 Caracterização das Amostras por Microendentação

O objetivo deste ensaio foi analisar o comportamento do carbetto de tungstênio-cobalto quando submetido à compressão de um endentador *Vickers* e, correlacionar os resultados com o processo de retificação de ultraprecisão. Conforme visto na seção 2.1, a correlação entre retificação e endentação pode ser um método preditivo útil para determinação da usinabilidade de materiais frágeis dentro do regime dúctil (XU; JAHANMIR, 1996; MALKIN; HWANG, 1996; EVANS; MARSHALL, 1986).

O Quadro 1, Quadro 2, Quadro 3 e Quadro 4 apresentam fotomicrografias de MEV e as respectivas profundidades das impressões geradas na microendentação, medidas por meio de interferometria óptica. O foco é apresentar as imagens das impressões que apresentaram trincas e verificar comportamento do material quando submetido à tensão de compressão do microendentador.

No Quadro 1 são apresentados os resultados de apenas duas das doze medições realizadas no material com grão de 1,5 μm e 8% de cobalto. Como este material não apresentou trincas, somente as imagens das impressões produzidas com cargas de 2000 e 1000 gf serão apresentadas. Verifica-se nas imagens de MEV

que o material não apresentou trincas em nenhuma condição de microendentação, sugerindo assim que a deformação ocorreu somente no regime plástico. Observa-se ainda que a impressão obtida com carga de 2000 gf tem profundidade de 5,09 μm .

Quadro 1 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura e interferometria óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 1,5 μm e 8% de Cobalto.

Carga (gf)	Microscopia Eletrônica de Varredura	Interferometria Óptica
2000		
1000		

O Quadro 2 apresenta os resultados das medições realizadas no material com grão 1,5 μm e 4% de cobalto. Verifica-se nas imagens de MEV que a impressão gerada com carga de 2000 gf apresenta trincas radiais e a microendentação gerada com carga de 1000 gf não apresenta trincas. Estes resultados indicam que o início da formação de trincas está no intervalo entre 1000 e 2000 gf, cujas profundidades das impressões são respectivamente 2,43 e 3,56 μm .

Quadro 2 - Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura e Interferometria Óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 1,5 μm e 4% de Cobalto

Carga (gf)	Microscopia Eletrônica de Varredura	Interferometria Óptica
2000		
1000		

O Quadro 3 apresenta os resultados das medições realizadas no material com grão 0,5 μm e 8% de cobalto. As imagens de MEV mostram que as trincas ocorreram quando aplicadas cargas de 2000, 1000, 500 gf. Porém, quando aplicada carga de 300 gf o material não apresentou trincas superficiais. Assim, sugere-se que o início da formação de trincas para este material ocorre entre as cargas de 300 e 500 gf, cujas profundidades de microendentações são respectivamente 1,72 e 2,33 μm .

Quadro 3 - Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura e Interferometria Óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 0,5 μm e 8% de Cobalto

Carga (gf)	Microscopia Eletrônica de Varredura	Interferometria Óptica
2000	IQSC EHT=20.00 kV WD= 10 nm Mag= 5.00 K X Detector= SE1 1μm Photo No.=17 12-Mar-2015	X: 24.7505 μm Z: 4.5440 μm
1000	IQSC EHT=20.00 kV WD= 10 nm Mag= 5.00 K X Detector= SE1 1μm Photo No.=19 12-Mar-2015	X: 18.2835 μm Z: 3.1021 μm
500	IQSC EHT=20.00 kV WD= 10 nm Mag= 10.00 K X Detector= SE1 1μm Photo No.=21 12-Mar-2015	X: 12.5349 μm Z: 2.3254 μm
300	IQSC EHT=20.00 kV WD= 10 nm Mag= 10.00 K X Detector= SE1 1μm Photo No.=22 12-Mar-2015	X: 12.9341 μm Z: 1.7238 μm

O Quadro 4 mostra que o material com grão de 0,5 μm e 4% de cobalto apresentou trincas quando aplicadas cargas de 2000, 1000, 500, 300 e 200 gf. Quando aplicada carga de 100 gf o material não apresentou trincas, indicando que início da formação de trincas está no intervalo entre 100 e 200 gf, cujas profundidades de microendentações são respectivamente 0,76 e 1,22 μm .

Quadro 4 - Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura e Interferometria Óptica (2D) das microendentações realizadas no material com grão 0,5 μm e 4% de Cobalto.

Carga (gf)	Microscopia Eletrônica de Varredura	Interferometria Óptica
2000		
1000		
500		

A Figura 14 e a Figura 15 apresentam imagens ampliadas das trincas ocorridas no material com grão 0,5 μm e 4% de cobalto e no material com grão 1,5 μm e 4% de cobalto, respectivamente.

Figura 14 – Fotomicrografias de MEV de trincas geradas nas microendentações com carga de 2000 gf realizada no material 0,5 μm _4%Co. Ampliação de 20k x.

Figura 15 – Fotomicrografia de MEV da impressão gerada com carga de 2000 gf realizada no material 1,5 μm e 4%Co. Ampliação de 20k x.

Conforme apresentado na seção 2.2, de acordo com Krstic (1988) e Comwall e Krstic (1992), é possível que estas trincas ocorram na fase cobalto devido à expansão térmica ou incompatibilidade térmica entre os grãos de WC e a matriz de cobalto. Huang (1981) explica que devido ao coeficiente de expansão térmica da fase cobalto ser maior que o coeficiente da fase WC, será produzido uma grande tensão residual de origem térmica no material quando resfriados bruscamente após a sinterização. Segundo Liu, Zhang e Ouyang (2000), devido a esta diferença de expansão térmica, a fase cobalto irá sofrer uma tensão de tração, e o resultado é o aparecimento de microfissuras na interface WC-Co (Figura 16), formando uma região circular de propagação de microfissuras, onde se concentram todos os tipos de defeitos, tais como, poros, microfissuras entre outros.

Figura 16 – Região circular de reprodução de fissuras ao redor do grão de WC gerado pela tensão térmica residual. Fonte: LIU, ZHANG e OUYANG, (2000).

Quando uma tensão exterior é imposta a um material que apresenta uma microfissura de comprimento S ao redor do grão de WC (Figura 16), o comportamento da expansão desta microfissura pode ocorrer das seguintes maneiras: ao longo da matriz de cobalto (fratura intergranular) e através dos grãos de WC (fratura transgranular). Nesta última, as fissuras atravessam os grãos de WC e continuam a propagar-se pelo ligante cobalto, resultando na falha da liga WC-Co. Quanto maior o teor de cobalto, maior a resistência à fratura intergranular do material. Para grãos maiores de WC há maior quantidade de cobalto entre os grãos, portanto, maior resistência à fratura intergranular, assumindo que a concentração de cobalto seja a mesma. Por outro lado, a diminuição do tamanho dos grãos de WC aumenta a resistência à fratura transgranular devido ao aumento da resistência a deformação dos grãos (LIU; ZHANG; OUYANG, 2000).

Na Figura 15, observa-se que as trincas provocadas pelas microindentações contornam os grãos de WC e se propagam ao longo da matriz de cobalto, o que sugere a ocorrência de fratura intergranular.

4.2 Rugosidades Obtidas na Retificação de Ultraprecisão

O objetivo desta seção é apresentar as rugosidades obtidas na retificação.

O Quadro 5 apresenta fotomicrografias de MEV e imagens interferométricas das usinagens do material com tamanho de grão 1,5 μm e 8% de Cobalto.

Quadro 5 – Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 1,5 μm e 8% Co.

Condição	Fotomicrografias de MEV	Interferometria Óptica
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 9.25 nm Rq: 11.86 nm Rt: 199.67 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 7.69 nm Rq: 9.83 nm Rt: 263.32 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 14.43 nm Rq: 18.70 nm Rt: 233.67 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 21.93 nm Rq: 28.41 nm Rt: 307.44 nm Measurement Info: Magnification: 51.41 Measurement Mode: VSI Sampling: 163.38 nm Array Size: 736 X 480

O Quadro 6 apresenta fotomicrografias de MEV e imagens interferométricas das usinagens do material com tamanho de grão 1,5 μm e 4% de Cobalto.

Quadro 6 - Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 1,5 μm e 4% Co.

Condição	Fotomicrografias de MEV	Interferometria Óptica
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 5.74 nm Rq: 7.49 nm Rt: 210.28 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 8.53 nm Rq: 10.86 nm Rt: 133.06 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 7.15 nm Rq: 9.39 nm Rt: 354.23 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 7.90 nm Rq: 10.24 nm Rt: 197.51 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480

O Quadro 7 apresenta fotomicrografias de MEV e imagens interferométricas das usinagens do material com tamanho de grão 0,5 μm e 8% de Cobalto.

Quadro 7 - Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 0,5 μm e 8% Co.

Condição	Fotomicrografias de MEV	Interferometria Óptica
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 30.32 nm Rq: 38.53 nm Rt: 542.56 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 33.64 nm Rq: 43.50 nm Rt: 512.65 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 30.35 nm Rq: 39.05 nm Rt: 370.01 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 39.11 nm Rq: 51.76 nm Rt: 856.32 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480

O Quadro 8 apresenta fotomicrografias de MEV e imagens interferométricas das usinagens do material com tamanho de grão 0,5 μm e 4% de Cobalto.

Quadro 8 - Foto micrografias de MEV e Interferometria óptica da amostra com grão 0,5 μm e 4% Co.

Condição	Fotomicrografias de MEV	Interferometria Óptica
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 10.49 nm Rq: 13.21 nm Rt: 111.03 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,05$ mm/min		Surface Stats: Ra: 9.30 nm Rq: 11.74 nm Rt: 96.91 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=0,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 34.30 nm Rq: 43.65 nm Rt: 482.81 nm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480
$a_p=1,5\mu\text{m}$ $V_f=0,15$ mm/min		Surface Stats: Ra: 71.02 nm Rq: 89.77 nm Rt: 1.13 μm Measurement Info: Magnification: 42.23 Measurement Mode: VSI Sampling: 198.92 nm Array Size: 736 X 480

Por meio dos resultados de rugosidade e das imagens de MEV é possível compreender algumas características dos materiais após os ensaios de retificação. Os materiais com maior tamanho de grãos apresentaram superfícies com menos danos e os materiais com menor tamanho de grãos apresentaram superfícies com elevada quantidade de vazios, que indicam a ocorrência de desalojamento de grãos. Verificou-se também que o aumento dos parâmetros de corte contribuiu para o aumento da rugosidade.

A seguir serão apresentados os gráficos de rugosidade, cujo objetivo é avaliar a influência dos fatores, tamanho de grão, teor de cobalto, profundidade de corte e velocidade de avanço, na qualidade da superfície usinada. Para facilitar o entendimento, os fatores foram tratados individualmente e separados em subseções. As características das superfícies retificadas e o mecanismo de remoção de material envolvido no processo serão discutidos em detalhes na seção 5.3.

4.2.1 Influência do Tamanho do Grão

A Figura 17 e a Figura 18 apresentam os gráficos da rugosidade em função do tamanho dos grãos de WC.

A Figura 17 apresenta o gráfico de rugosidade das superfícies usinadas com velocidade de avanço fixo em 0,05 mm/mim. Analisando a influência do tamanho dos grãos para amostras com 4% de cobalto (linha cinza), verifica-se que o material com maior tamanho de grão apresentou menores rugosidades (6,3 e 7,8 nmRa) em relação ao material com menor tamanho de grão (10,3 e 10,6 nmRa). Para amostras com 8% de cobalto (linha preta), o maior tamanho de grão também apresentou as menores rugosidades (8,3 e 9,8 nmRa), porém a uma taxa de variação muito maior que o material com 4% de cobalto (30,3 e 38,9 nmRa).

A Figura 18 apresenta o gráfico de rugosidade das superfícies usinadas com velocidade de avanço de 0,15mm/mim. Verifica-se que as amostras com maior tamanho de grão (1,5 μ m) novamente apresentaram as menores rugosidades. No entanto, a amostra com 8% de cobalto (linha preta) e grão 1,5 μ m apresentou rugosidade de ordem duas vezes maior que quando usinada com $V_f = 0,05$ mm/min (Figura 17). Já a amostra com tamanho de grão de 0,5 μ m apresentou praticamente a mesma rugosidade quando usinadas com ambas as velocidades de avanço.

Ainda comparando a Figura 17 e a Figura 18, a amostra com 4% de cobalto e tamanho de grão 1,5 μm , ao contrário da amostra com 8% de cobalto e mesmo tamanho de grão, apresentou praticamente a mesma rugosidade tanto para $V_f = 0,05\text{mm/min}$ quanto para $V_f = 0,15\text{mm/min}$. Por outro lado, o material com 4% de cobalto e grão 0,5 μm teve rugosidade muito maior para $V_f = 0,15\text{mm/min}$ que para $V_f = 0,05\text{mm/min}$.

Figura 17 - Gráfico da influência do tamanho de grão ($f = 0,05\text{mm/min}$)

Figura 18 - Gráfico da influência do tamanho de grão ($f = 0,15\text{mm/min}$)

Verificou-se nestes gráficos que as amostras com maior tamanho grão (1,5 μm) apresentaram as menores rugosidades. Nas imagens de MEV do Quadro 5 e do Quadro 6 (grãos de 1,5 μm) não foi possível visualizar defeitos como microtrincas e crateras (ou desalojamento de grãos), sendo apenas detectadas algumas microestrias ao longo da superfície do material. Em contrapartida, nas imagens de MEV apresentadas no Quadro 7 e no Quadro 8 (grãos de 0,5 μm) é possível visualizar riscos com características frágeis e crateras que indicam a ocorrência de desalojamento de grãos. Grãos maiores de WC apresentam menor resistência à deformação, favorecendo assim o cisalhamento e consequentemente a usinagem em regime dúctil. Quanto menor o grão de WC maior é a resistência à fratura transgranular devido ao aumento da resistência a deformação do grão (LIU; ZHANG; OUYANG, 2000). Como os grãos menores tendem a apresentar maior resistência ao

cisalhamento, maiores são as chances deles serem arrancados da matriz de cobalto ao invés de cisalhados.

4.2.2 Influência do Teor de Cobalto

A Figura 19 apresenta o gráfico de rugosidade das superfícies usinadas com velocidade de avanço fixo em 0,05 mm/min. Verifica-se que as amostras com 4% de cobalto apresentaram as menores rugosidades para as duas profundidades de corte. Analisando a influência do teor de cobalto para amostras com grãos de 1,5 μm (linha cinza), verifica-se que o material com 8% de cobalto apresentou rugosidades ligeiramente maiores (9,8 e 8,3 nm Ra) em relação ao material com 4% de cobalto (6,3 e 7,8 nm Ra). Para amostras com grãos de 0,5 μm (linha preta) a rugosidade apresentou uma taxa de variação muito maior que o material com grãos de 1,5 μm . Para o menor teor de cobalto, as rugosidades foram 10,3 e 10,6 nm Ra e para o maior teor de cobalto 30,3 e 38,9 nm Ra.

A Figura 20 apresenta as rugosidades das superfícies usinadas com velocidade de avanço fixo em 0,15 mm/min. As amostras com grãos de 1,5 μm (linha cinza) apresentaram maior variação de rugosidade em função do teor de cobalto. A amostra com 4% de cobalto apresentou praticamente as mesmas rugosidades (7,1 e 7,8 nm Ra) do que a usinagem com menor avanço (linha cinza da Figura 19), e a amostra com 8% de cobalto apresentou rugosidade muito maior (14,4 e 20 nm Ra) que quando usinada com $V_f = 0,05\text{mm/min}$. As amostras com grãos de 0,5 μm (linha preta) apresentaram altas rugosidades para ambas as porcentagem de cobalto. A amostra com 8% de cobalto apresentou praticamente as mesmas rugosidades (31,9 e 39,5 nmRa) quando comparada a amostra retificada com a velocidade de avanço de 0,05 mm/min. (Figura 19). No entanto, a amostra com 4% de cobalto apresentou um grande aumento de rugosidade, principalmente quando usinada com $a_p = 1,5\mu\text{m}$ (63,3 nmRa).

Figura 19 - Gráfico da influência da porcentagem de Cobalto ($f = 0,05 \text{ mm/min}$)

Figura 20 - Gráfico da influência da porcentagem de Cobalto ($f = 0,15 \text{ mm/min}$)

Nota-se nos gráficos da Figura 19 e a Figura 20 que a quantidade de cobalto exerce influência na rugosidade, principalmente nas amostras com menor tamanho de grãos (linha preta). Para amostras com maior tamanho de grãos (linha cinza), o aumento do teor de cobalto aumentou ligeiramente a rugosidade. Quanto maior a porcentagem de cobalto, maior a resistência à fratura intergranular devido à maior quantidade de cobalto entre os grãos, que ocasiona menos fraturas e desalojamento de grãos (LIU; ZHANG; OUYANG, 2000). A interação abrasivo/peça promove a deformação plástica do cobalto devido ao esmagamento gerado pela compressão dos grãos de WC. O cobalto esmagado é extraído da matriz e espalhado sobre a superfície da peça e, em alguns casos, formam amontoados de material ao longo dos sulcos e estrias formadas na superfície retificada. Quanto maior a quantidade de cobalto na composição do material, maior será o nível de deformação plástica do ligante e, conseqüentemente, maiores serão os defeitos gerados na superfície (REN; ZHANG; ZHOU, 2009).

A Figura 21 mostra imagens interferométricas das amostras com grão de $0,5 \mu\text{m}$ e diferentes porcentagens de cobalto, usinadas com os mesmos parâmetros de corte. A superfície da amostra com 4% de cobalto (Figura 21.a) apresenta rugosidade de $11,60 \text{ nm Ra}$ sem a presença significativa de material amontoadado por escoamento. Na superfície da amostra com 8% de cobalto (Figura 21.b) é possível

visualizar a formação de amontoados ao longo dos sulcos, que indicam a ocorrência de maior nível de deformação plástica da fase cobalto durante o contato abrasivo/peça. Além disso, observam-se rugosidades de 39,29 nm Ra, sendo este valor muito superior ao material com menor teor de cobalto (4%).

Figura 21 – Imagens de interferometria das superfícies após a retificação, ambas usinadas com $a_p = 0,5 \mu\text{m}$; $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$. Composição das amostras: (a) grão $0,5 \mu\text{m}/4\%\text{Co}$; (b) grão $0,5 \mu\text{m}/8\%\text{Co}$.

4.2.3 Influência da Velocidade de Avanço (V_f)

A Figura 22 apresenta a rugosidade em função da velocidade de avanço (V_f) para uma profundidade de corte fixa de $0,5 \mu\text{m}$. Para $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$ as amostras apresentaram rugosidade abaixo de 11 nm Ra , exceto a amostra com grão $0,5 \mu\text{m}$ e 8% de cobalto, que apresentou rugosidade de $30,3 \text{ nm Ra}$. Para $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$, a amostra com grão de $0,5 \mu\text{m}$ e 4% de cobalto apresentou aumento de aproximadamente 300% na rugosidade (35 nm Ra); a amostra com grão $1,5 \mu\text{m}$ e 8% de cobalto apresentou um aumento de aproximadamente 50% na rugosidade ($14,4 \text{ nm Ra}$); e as amostras $0,5 \mu\text{m}$ e $8\%\text{Co}$ e $1,5 \mu\text{m}$ e 4% não apresentaram variação de rugosidade com o aumento de avanço.

A Figura 23 apresenta a rugosidade em função da velocidade de avanço (V_f) para uma profundidade de corte fixa de $1,5 \mu\text{m}$. Aparentemente, os resultados apresentaram comportamentos semelhantes aos da Figura 22. Para $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$, novamente a amostra com grão de $0,5 \mu\text{m}$ e 8% de cobalto apresentou alta rugosidade ($38,9 \text{ nm Ra}$). Para $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$ as amostras $0,5 \mu\text{m}$ e $8\%\text{Co}$ e $1,5 \mu\text{m}$ e $4\%\text{Co}$ não apresentaram aumento de rugosidade. A amostra com grão $1,5 \mu\text{m}$ e 8% de cobalto apresentou um considerável aumento de rugosidade ($20,0 \text{ nm Ra}$).

A amostra com grão de 0,5 μm e 4% de cobalto apresentou a maior taxa de variação de rugosidade, sendo de 10,6 para 63,3 nmRa.

Figura 22 - Gráfico da influência da velocidade de avanço ($a_p = 0,5 \mu\text{m}$)

Figura 23 - Gráfico da influência da velocidade de avanço ($a_p = 1,5 \mu\text{m}$)

Em resumo, a amostra com grão de 0,5 μm e 4% de cobalto sofreu o maior nível de alteração de rugosidade com o aumento da velocidade de avanço. A amostra com grão 0,5 μm e 8% de cobalto apresentou rugosidades acima de 30 nm Ra em todas as condições de corte. A amostra com grão 1,5 μm e 8% de cobalto apresentou elevação de rugosidade mais acentuada nos testes com $a_p = 1,5 \mu\text{m}$, e a amostra com grão de 1,5 μm e 4% de cobalto não apresentou alteração de rugosidade com o aumento do avanço.

4.2.4 Influência da Profundidade de Corte (a_p)

A Figura 24 apresenta a rugosidade em função da profundidade de corte para uma velocidade de avanço de 0,05 mm/mim. A amostra com grão 0,5 μm e 8% de cobalto apresentou altas rugosidades em ambas as profundidades de corte (30,3 e 38,9 nm Ra). As demais amostras não apresentaram importantes variações de rugosidade com o aumento da profundidade de corte.

A Figura 25 apresenta a rugosidade em função da profundidade de corte para uma velocidade de avanço de 0,15 mm/mim. A amostra com grão 0,5 μm e 8% de cobalto apresentou variação de rugosidade semelhante quando usinado com $V_f = 0,05$ mm/mim (Figura 24); a amostra com grão 1,5 μm e 4% de cobalto não apresentou influência do aumento da profundidade de corte; a amostra com grão 1,5 μm e 8% de cobalto apresentou um aumento de aproximadamente 30% na rugosidade (20 nm Ra); e a amostra com grão 0,5 μm e 4%Co apresentou altas rugosidade em ambas profundidades de corte (35 e 63,3 nm Ra).

Figura 24 - Gráfico da influência da profundidade de corte ($a_p=0,5\mu\text{m}$)

Figura 25 - Gráfico da influência da profundidade de corte ($a_p=1,5\mu\text{m}$)

Em síntese, amostras com menor tamanho de grão sofrem maior influência do aumento da profundidade de corte do que as amostras com maior tamanho de grão. Os resultados também apontam que a profundidade de corte apresenta pouca influência na rugosidade para $V_f = 0,05\text{mm/min}$. Estes resultados corroboram com os resultados de Gu, Yao e Li (2011) que indicam que é possível manter a taxa de avanço a um nível relativamente baixo e aumentar a profundidade de corte apropriadamente e mesmo assim garantir a qualidade das superfícies. O aumento da profundidade de corte produz maiores trincas que serão eliminadas pela passagem do próprio rebolo.

A Figura 26 resume os resultados de rugosidade de todas as amostras retificadas. O material com grão de 1,5 μm e 4%Co apresentou rugosidades abaixo de 8 nm Ra em todas as condições de usinagem. Os materiais 1,5 μm /8%Co e 0,5 μm /4%Co apresentaram rugosidades da ordem de 10 nmRa quando usinados com $V_f = 0,05$ mm/min, porém, quando com $V_f = 0,15$ mm/min, houve um significativo aumento de rugosidade, principalmente para o material 0,5 μm /4%Co. O material 0,5 μm /8%Co apresentou valores de rugosidade entre 30 e 40 nm Ra em todas as condições de usinagem.

Figura 26 – Gráfico de rugosidade (Ra) das amostras retificadas

O material com grãos de 1,5 μm e 4%Co apresentou baixas rugosidades em todas as condições de corte. É possível que a combinação dos grãos maiores com a menor quantidade de cobalto, proporcione características à liga que favoreçam a remoção de material em regime dúctil. Os grãos maiores apresentam menor resistência ao cisalhamento e maior resistência ao desalojamento, enquanto a menor porcentagem de cobalto dificulta a deformação plástica, e leva a uma menor formação de amontoados do ligante cobalto. Em outras palavras, a microestrutura com menos cobalto entre os grãos permite pouca mobilidade dos grãos de WC, apresentando menores níveis de deformação plástica durante a usinagem, ou seja, há uma redução do esmagamento e espalhamento de cobalto pela superfície da peça. Além disso, quanto menor o nível de deformação do ligante, menor será a

propagação das trincas pré-existentes na matriz de cobalto, que produzirá menos desalojamento de grãos durante a usinagem.

Por outro lado, o material com grão $0,5\ \mu\text{m}$ e 8% de cobalto, que apresenta características microestruturais totalmente opostas ao material com grão $1,5\ \mu\text{m}$ e 4% de cobalto, apresentou altas rugosidades em todas as condições de corte. É possível que a combinação dos grãos menores ($0,5\ \mu\text{m}$) com a maior quantidade de cobalto (8%) favoreça a usinagem em regime frágil. O menor tamanho de grão, aliado ao maior teor de cobalto, gera maiores deformações do ligante e, conseqüentemente, maior propagação de trincas pré-existentes na matriz de cobalto, que aumenta a possibilidade de desalojamento de grãos de WC.

Portanto, verifica-se que o tamanho dos grãos de WC e a porcentagem de cobalto são fatores que influenciam consideravelmente o processo de remoção de material e conseqüentemente os resultados de rugosidade da superfície retificada.

Além disso, os parâmetros de corte também influenciaram nos resultados de rugosidade. Aparentemente a velocidade de avanço apresentou maior influência sobre a rugosidade do que a profundidade de corte. O aumento da profundidade de corte para $1,5\ \mu\text{m}$ não apresentou influência significativa quando usinado com $V_f = 0,5\text{mm/min}$, exceto para o material com grão $0,5\ \mu\text{m}$ e 8%Co, que apresentou altas rugosidades em todas as condições de corte.

É importante ressaltar que estes resultados de rugosidade são válidos apenas para as condições de corte testadas, usando rebolo com grãos de diamante ($15\ \mu\text{m}$) e ligante resinóide. É possível que a realização de ensaios com outros parâmetros de corte, empregando rebolos com outras granulometrias, apresentem melhores rugosidades para os materiais $0,5\ \mu\text{m}_{8\%\text{Co}}$; $1,5\ \mu\text{m}_{8\%\text{Co}}$ e $0,5\ \mu\text{m}_{4\%\text{Co}}$. Acredita-se que rebolos com grãos de diamante da ordem $5\ \mu\text{m}$ possa melhorar consideravelmente os resultados de rugosidade destas amostras, sobretudo a amostra com menor tamanho de grão ($0,5\ \mu\text{m}$).

A seção 4.4 apresenta o tratamento estatístico dos resultados de rugosidade e classifica a influência dos fatores envolvidos no processo.

4.3 Morfologia das Superfícies Retificadas e Mecanismos de Remoção de Material

O objetivo desta seção é apresentar algumas características das superfícies retificadas e avaliar o mecanismo de remoção de material predominante durante o processo de retificação.

Durante a usinagem em regime dúctil, a tensão de cisalhamento do grão de WC deve ocorrer antes da tensão necessária para ruptura do Cobalto, para que ocorra o escoamento plástico do grão na forma de cavacos cisalhados. Se o volume de material tensionado por cada grão abrasivo for pequeno o suficiente para produzir deformação plástica, a usinagem ocorrerá dentro do regime dúctil ao invés de ocorrer fratura frágil no material (YIN et al., 2004).

A Figura 27 apresenta imagens da superfície da amostra 1,5 μm e 4%Co usinada com $a_p = 0,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$. Não há evidências da falta de grãos de WC, trincas ou amontoados de material provocados pela deformação da fase cobalto. É possível visualizar diversas microestrias com características dúcteis sobre a superfície da peça (Figura 27.b), produzidas durante o contato abrasivo/peça. Este resultado corrobora com os resultados de Yin et al. (2004) que detectaram microestrias com características dúcteis na superfície de amostras de WC-Co retificadas. Os autores sugerem que estas microestrias indicam que a remoção de material no regime dúctil predominou durante o processo de usinagem.

Figura 27 – Fotomicrografias de MEV da superfície da amostra com grão 1,5 μm e 4%Co obtida em regime dúctil. Parâmetros de corte: $a_p = 0,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$.

A Figura 28 ilustra o mecanismo de remoção de material em regime dúctil para os ensaios de retificação do WC-Co. A Figura 28 (a) representa o início do contato entre o abrasivo e a peça. A Figura 28 (b) e a Figura 28 (c) representam o grão abrasivo em contato com a superfície da peça durante a usinagem. A Figura 28 (d) representa o final do percurso realizado pelo abrasivo.

Figura 28 - Representação do processo de remoção de material em regime dúctil.

No processo de remoção de material em regime dúctil, além do cisalhamento dos grãos de WC, o cobalto sofre deformações em função das tensões de compressão geradas entre abrasivo e peça, podendo ser esmagado e espalhado pela superfície do material acabado (REN; ZHANG; ZHOU, 2009). Yin et al., (2004) detectaram manchas escuras na superfície de amostras de WC-Co após os ensaios de retificação e sugeriram a ocorrência de esmagamento e espalhamento de cobalto após os ensaios de usinagem, conforme é mostrado na Figura 29.

Figura 29 – Amostra de WC-Co submetida ao ensaio de retificação de ultraprecisão apresentando espalhamento de cobalto na fase WC. Fonte: Yin et al. (2004).

Por outro lado, a usinagem em regime frágil é caracterizada pela ocorrência de trincas transgranulares ou intergranulares. As trincas transgranulares ocorrem nos grãos de WC, enquanto as trincas intergranulares ocorrem na matriz de cobalto, e aumentam o processo de desalojamento de grãos.

A Figura 30 apresenta imagens da amostra com grão $0,5\ \mu\text{m}$ e 8% de cobalto retificada com $a_p = 1,5\ \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15\text{mm/min}$. Na Figura 30 (a) é possível visualizar alguns vazios na superfície da amostra, sugerindo a ocorrência de desalojamento de grãos da matriz de cobalto. Na Figura 30 (b), além de crateras, é possível visualizar sulcos com larguras de aproximadamente $1\ \mu\text{m}$ e também a presença de grãos de WC fraturados. Estes resultados corroboram com os resultados de Sun et al. (2010), apresentados na seção 2.2. A alta tensão aplicada pelos grãos abrasivos sobre os grãos de WC produz desalojamento de grãos e consequentemente gera crateras na superfície do material retificado (HEGEMAN, HOSSON E WITH. 2001).

Figura 30 – Imagem de MEV da amostra 0,5µm/8%Co retificada com $a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$.

A Figura 31 apresenta imagens dos sulcos medidos por interferometria óptica. Na Figura 31 (a) é possível identificar que o comprimento do sulco é de aproximadamente 330 µm e na Figura 31 (b) verifica-se que a largura deste sulco é 1,2 µm.

Figura 31- Imagens de Interferometria Óptica da superfície da amostra 0,5μm/4%Co retificada com profundidade de corte igual a 1,5 μm. (a) comprimento do sulco; (b) largura do sulco.

Os grãos WC quando desalojados da matriz de cobalto estão sujeitos a serem arrastados ao longo do comprimento de contato (l_c), produzindo sulcos de comprimento igual ao comprimento de contato. O comprimento de contato (l_c) pode ser calculado pela eq. 17:

$$l_c = \sqrt{2 \times r_r \times a_p - a_p^2} \quad (17)$$

A Figura 32 representa o rebolo usado nos ensaios de usinagem.

Figura 33 - Representação do processo de remoção de material em regime frágil com desalojamento de grão de WC.

4.4 Análise estatística dos resultados de rugosidade.

O objetivo desta seção é apresentar a análise estatística da influência dos parâmetros estruturais e dos parâmetros de corte sobre os resultados de rugosidade. Cada condição de corte foi medida duas vezes (duas réplicas) para realização do teste ANOVA com nível de significância de 5%. Os resultados das estimativas dos efeitos dos fatores principais e as interações de baixa ordem (duas a

duas) geradas pelo software Minitab® são apresentados na Tabela 12. As interações de três ou mais fatores serão desconsideradas no estudo, pois geralmente apresentam pouca significância para a análise (MONTGOMERY, 1997). Os resultados apontam que todos os fatores principais apresentam significância nos resultados de rugosidade, devido aos valores-p serem menores que 0,05. As interações entre o tamanho de grão e velocidade de avanço; tamanho de grão e profundidade de corte; porcentagem de cobalto e velocidade de avanço, também apresentaram valores-p menores que 0,05.

Tabela 12 – Análise de Variância dos Resultados de Rugosidade

Fonte	Graus de Liberdade	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio (QM)	F	p
Efeitos Principais	4	5622,21	1405,55	32,34	0,000
Tamanho de Grão	1	3570,97	3570,97	81,91	0,000
Porcentagem de cobalto	1	192,08	192,08	4,41	0,048
Profundidade de corte	1	406,55	406,55	9,33	0,006
Velocidade de Avanço	1	1452,60	1452,60	33,32	0,000
Interações (2-2)	6	1114,59	185,77	4,26	0,006
Tam de grão x %cobalto	1	6,18	6,18	0,14	0,710
Tam de grão x Prof. Corte	1	250,21	250,21	5,74	0,026
Tam de grão x Vel. Avanço	1	604,30	604,30	13,86	0,001
%cobalto x Prof. Corte	1	0,55	0,55	0,01	0,912
%cobalto x Vel. Avanço	1	232,74	232,74	5,34	0,031
Prof. Corte x Vel. Avanço	1	20,61	20,61	0,47	0,499
Erro Residual	21	915,55	43,60		
Erro Puro	16	14,30	0,89	201,68	0,000
Total	31	7652,35			

A Figura 34 apresenta o gráfico de Pareto para o efeito dos fatores e suas interações. As colunas que ultrapassam a linha vertical apresentam influência na rugosidade com um nível de significância de 5%. O tamanho do grão apresentou a maior influência, seguido da velocidade de avanço, profundidade de corte, e por último, a porcentagem de cobalto. Quando se trata da interação entre fatores, o tamanho de grão e a velocidade de avanço apresentaram a maior influência na

rugosidade, seguida da interação entre tamanho de grão e profundidade de corte; e porcentagem de cobalto e velocidade de avanço.

Figura 34 – Gráfico de Pareto dos Efeitos Padronizados

A Figura 35 apresenta os efeitos dos fatores principais nos resultados de rugosidade. Quanto maior a inclinação na linha do gráfico, maior é influência do fator no resultado de rugosidade.

Figura 35 – Gráfico dos efeitos principais dos fatores para os resultados de rugosidade Ra.

A Figura 36 apresenta as interações de segunda ordem. Quanto menos paralelas forem as retas, maior é a influência da interação no resultado de rugosidade, como é o caso das interações AD, AC e BD.

Figura 36 – Gráficos das interações entre os fatores para os Resultados de rugosidade Ra.

Com base nos resultados estatísticos é possível afirmar que o tamanho do grão de WC tem maior influência na rugosidade do que a porcentagem de cobalto e que a velocidade de avanço apresenta maior influência na rugosidade do que a profundidade de corte.

4.5 Resultados da Medição da Força de Usinagem e Temperatura na Zona de Retificação

A determinação da força de usinagem (total) possibilita estimar a temperatura na zona de retificação utilizando-se modelos matemáticos. Sabendo a temperatura aproximada na zona de retificação é possível compreender algumas alterações na superfície do material, como por exemplo, queima ou aumento da microdureza geradas por transformações metalúrgicas. Assim, esta seção apresenta as forças de usinagem coletadas pelo dinamômetro piezelétrico durante os ensaios de retificação e os cálculos realizados para estimar as temperaturas na zona de corte para todas as amostras, através de um modelo proposto por Malkin (1989).

Devido à quantidade de amostras e condições de corte envolvidas nos ensaios, somente os gráficos de força da amostra com grão de $1,5\ \mu\text{m}$ e 8% de cobalto serão apresentados. Entretanto, todas as amostras e condições de corte serão consideradas e analisadas.

A Figura 37 apresenta o sinal da força de usinagem para $a_p = 0,5\ \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05\ \text{mm/min}$. A linha pontilhada vermelha representa o valor médio do resultado de força de usinagem. Observa-se que a força de corte aplicada neste ensaio foi $0,16\ \text{N}$.

Figura 37 – Sinal da força para amostra com grão $1,5\ \mu\text{m}$ e 8%Co ($a_p = 0,5\ \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05\ \text{mm/min}$)

A Figura 38 apresenta o sinal da força de usinagem para $a_p = 0,5\ \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15\ \text{mm/min}$. O aumento da velocidade de avanço elevou a força para $0,26\ \text{N}$.

Figura 38 - Sinal da força para amostra com grão 1,5 μm e 8%Co ($a_p = 0,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$)

A Figura 39 apresenta o sinal da força de usinagem para $a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$, a força de corte aplicada neste ensaio foi 0,32 N.

Figura 39 – Sinal da força para amostra com grão 1,5 μm e 8%Co ($a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,05 \text{ mm/min}$)

A Figura 40 apresenta o sinal da força de usinagem para $a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$. O aumento da profundidade de corte e velocidade de avanço elevou a força para 0,45 N.

Figura 40 - Sinal da força para amostra com grão 1,5 μm e 8%Co ($a_p = 1,5 \mu\text{m}$ e $V_f = 0,15 \text{ mm/min}$)

A Tabela 13 apresenta os resultados das forças médias para todas as amostras de WC-Co envolvidas no estudo.

Tabela 13 – Resultados de força de usinagem (F_u) na retificação das amostras de WC-Co.

Condição	Parâmetros de Corte		Grão 1,5 μm 8%Co	Grão 1,5 μm 4%Co	Grão 0,5 μm 8%Co	Grão 0,5 μm 4%Co
	a_p (mm)	f (mm/min)	F_u (N)	F_u (N)	F_u (N)	F_u (N)
1	0,0005	0,05	0,16	0,15	0,14	0,13
2	0,0005	0,15	0,26	0,23	0,23	0,17
3	0,0015	0,05	0,32	0,30	0,29	0,28
4	0,0015	0,15	0,45	0,42	0,4	0,39

O gráfico da Figura 41 apresenta as forças de usinagem para todas as amostras em função dos parâmetros de corte. O material com tamanho de grão 1,5 μm e 8%Co apresentou a maior força em todas as condições de usinagem, seguido do material 1,5 μm e 4%Co, 0,5 μm e 8%Co e 0,5 μm e 4%Co.

Comparando as condições 1 e 2 ($a_p = 0,5 \mu\text{m}$) e condições 3 e 4 ($a_p = 1,5 \mu\text{m}$), nota-se que o aumento da velocidade de avanço de 0,05 mm/min para 0,15 mm/min, aumentou em aproximadamente 30% as forças de usinagem para todos os materiais.

Por outro lado, analisando as condições 1 e 3 ($V_f = 0,05$ mm/min) e condições 2 e 4 ($V_f = 0,15$ mm/min), verifica-se que o aumento da profundidade de corte de $0,5$ μ m para $1,5$ μ m, elevou em aproximadamente 100% as forças de usinagem.

Em resumo, a profundidade de corte exerce maior influência sobre a força de usinagem do que a velocidade de avanço. Além disso, amostras com maior tamanho de grãos geram maiores forças de corte durante o processo de retificação.

Figura 41 – Gráfico das forças de usinagem obtidas nos ensaios de retificação de ultraprecisão.

Para calcular as temperaturas na zona de retificação será adotado o modelo térmico proposto por Malkin (1989), eq. (18):

$$\theta_m = \frac{1,13 \times \alpha^{\frac{1}{2}} \times a_p^{\frac{3}{4}} \times V_f^{\frac{1}{2}} \times (u - 0,45u_{ch})}{k \times \phi_r^{\frac{1}{4}}} \quad (18)$$

Onde:

θ_m = temperatura na zona de retificação

a_p = profundidade de corte (mm)

V_f = velocidade de avanço (mm/min)

ϕ_r = diâmetro do rebolo (mm)

k = condutividade térmica do material (W/m.K)

α = difusividade térmica da peça (mm²/s)

u = energia específica de corte (kJ/mm³)

u_{ch} = energia específica na formação do cavaco (kJ/mm³)

A profundidade de corte (a_e), a velocidade de avanço (V_f) e o diâmetro do rebolo (d_e) são parâmetros de processo já conhecidos.

A condutividade térmica do material (k) é aproximadamente 84 W/m.k (WANG; WEBB; BITLER, 2014).

A difusividade térmica da peça (α_p) é calculada pela eq. (19).

$$\alpha_p = \frac{k}{\rho \times C_p} \quad (19)$$

Onde:

ρ = massa específica (kg/m³)

C_p = calor específico (J/kg.K)

A energia específica de corte (u) foi calculada através da eq. (20). A potência de corte (P) e a taxa de remoção de material (Q_w) foram calculadas usando as eq. (21) e (22), respectivamente.

$$u = \frac{P}{Q_w} \quad (20)$$

$$P = F_u \times V_s \quad (21)$$

$$Q_w = V_w \times a_p \times b \quad (22)$$

De acordo com Malkin (1989), a energia específica na formação do cavaco (u_{ch}) pode ser determinada através da curva de energia específica de corte (u_c) e taxa de remoção de material (Q_w). A Figura 42 apresenta a curva para a amostra com grão 1,5 μ m e 8%Co. Verifica-se que a energia necessária para a formação do cavaco é aproximadamente $1,8 \times 10^6$ J/mm³. Este procedimento foi realizado para todas as amostras e os resultados de energia (u_{ch}) são apresentados Tabela 14.

Figura 42 – Energia específica de corte x Taxa de remoção de material na retificação de ultraprecisão da amostra com grão $1,5\mu\text{m}$ e 8%Co.

A Tabela 14 também apresenta a máxima temperatura na zona de retificação para todas as amostras. Verifica-se que a temperatura varia de acordo com a composição do material e também os parâmetros de corte aplicados no processo.

Tabela 14 – Resultados de temperatura da zona de retificação e os respectivos parâmetros utilizados para o cálculo. Sendo: $\varnothing_r = 75$ mm; $V_s = 20$ m/s.

	a_p	V_f	V_f	k	ρ	C_p	F_u	Q_w	P	u	u_{ch}	α_p	θ_m
	(μm)	(mm/min)	(m/s)	(W/mm.K)	(kg/m ³)	(J/kg.K)	(N)	(mm ³ /s)	(J/s)	(J/mm ³ .10 ⁶)	(J/mm ³ .10 ⁶)	(mm ² /s)	(C°)
Grão 1,5 μm 8%Co	0,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,16	2,1E-07	3,20	15,4	1,80	0,03	566
	0,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,26	6,3E-07	5,20	8,32	1,80	0,03	477
	1,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,32	1,3E-06	6,40	5,12	1,80	0,03	967
	1,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,45	2,5E-06	9,00	3,60	1,80	0,03	636
Grão 1,5 μm 4%Co	0,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,15	3,8E-06	3,00	14,4	1,75	0,03	512
	0,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,23	5E-06	4,60	7,36	1,75	0,03	384
	1,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,30	6,3E-06	6,00	9,60	1,75	0,03	886
	1,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,42	7,5E-06	8,40	4,48	1,75	0,03	568
Grão 0,5 μm 8%Co	0,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,14	6,3E-07	2,80	13,4	1,68	0,03	459
	0,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,23	1,9E-06	4,60	7,36	1,68	0,03	387
	1,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,29	3,8E-06	5,80	9,28	1,68	0,03	848
	1,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,40	7,5E-06	8,00	4,27	1,68	0,03	527
Grão 0,5 μm 4%Co	0,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,13	1,1E-05	2,60	12,5	1,60	0,03	538
	0,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,17	1,5E-05	3,40	5,44	1,60	0,03	291
	1,5	0,05	0,83	0,12	15630	220	0,28	1,9E-05	5,60	8,96	1,60	0,03	1022
	1,5	0,15	2,50	0,12	15630	220	0,39	2,3E-05	7,80	4,16	1,60	0,03	664

Na Figura 43 é possível analisar a influência dos parâmetros de corte e da composição do material sobre os resultados de temperatura.

O material com tamanho de grão 1,5 μm e 8%Co apresentou as maiores temperaturas em todas as condições de corte, seguido do material 1,5 μm e 4%Co, 0,5 μm e 8%Co e 0,5 μm e 4%Co.

Comparando as condições 1 e 2 ($a_p = 0,5$ μm) nota-se que o aumento da velocidade de avanço de 0,05mm/min para 0,15mm/min diminuiu a temperatura em aproximadamente 15%, e para as condições 3 e 4 ($a_p = 1,5$ μm) diminuiu a temperatura em aproximadamente 35%.

Comparando as condições 1 e 3 ($V_f = 0,05$ mm/min) verifica-se que o aumento da profundidade de corte de 0,5 μm para 1,5 μm , elevou a temperatura em

aproximadamente 70%, e para as condições 2 e 4 ($V_f = 0,15 \text{ mm/min}$) elevou em aproximadamente 30%.

Figura 43 - Gráfico das temperaturas na zona de retificação obtidas por meio do modelo proposto por Malkin (1989).

Em síntese, os resultados indicam que o aumento da profundidade de corte (a_p) aumenta a força e a temperatura na zona de corte. Por outro lado, o aumento da velocidade de avanço (V_f) mostrou aumentar a força de corte, porém diminuir a temperatura na zona de corte. É possível que o aumento da velocidade de avanço reduza o atrito entre abrasivo/peça devido a menor frequência que os grãos passam pela zona de corte. Além disso, a maior velocidade de avanço aumenta a taxa de remoção de material, e consequentemente, reduz a energia específica de corte (u_c) que diminui a temperatura na zona de retificação. Pode-se dizer que as maiores temperaturas ocorrem em maiores profundidades de corte e menores avanços. Os resultados também indicam que amostras com maior tamanho de grãos geram maiores forças e temperaturas na zona de corte durante o processo de retificação.

Embora alguns materiais tenham atingido temperaturas entre 600 e 900°C, estas são insuficientes para alcançar a temperatura de transformação de fase do material. Conforme o diagrama de fase binário da liga WC-Co, a temperatura necessária para modificar o material seria aproximadamente 1500°C. Além disso, os

ensaios foram conduzidos aplicando fluido refrigerante em abundância na região de corte, que suprimem amplamente as cargas térmicas produzidas na zona de retificação (DENKENA; BREIDENSTEIN, 2012).

4.6 Microdureza das amostras retificadas

As amostras retificadas foram submetidas a ensaios de microendentação com o objetivo de verificar a ocorrência de modificações superficiais produzidas durante o contato abrasivo/peça. Devido à alta tensão aplicada pelos grãos de diamante na superfície da peça, os grãos de WC podem ser cisalhados ou comprimidos durante a usinagem. Dessa forma, é possível que uma pequena camada próxima à superfície tenha a microdureza modificada após o processo de retificação (Figura 44).

Figura 44 - Representação da camada modificada pelo processo de retificação de ultraprecisão

Foram realizadas microendentações nas superfícies usinadas aplicando cargas de 2000, 1000, 500, 300, 200, 100, 50, 25, 15, 10, 5 e 1 gf. A redução das cargas possibilita avaliar a microdureza em pequenas camadas (Figura 45).

Figura 45 - Representação da medição de microdureza variando as cargas de microendentação para avaliar a camada modificada.

As diagonais e a profundidade das impressões geradas pela microendentação foram medidas por interferometria óptica. A Figura 46 mostra uma das diversas medições realizadas. A Figura 46 (a) apresenta uma imagem interferométrica tridimensional e a Figura 46 (b) apresenta uma imagem interferométrica bidimensional, na qual é possível obter as medidas de diagonal e profundidade da impressão.

Figura 46 – Imagens da microendentação geradas pelo o Interferômetro Óptico Wyko® NT1100. (a) imagem tridimensional, (b) imagem bidimensional (profundidade e metade da diagonal).

Na Tabela 15, Tabela 16, Tabela 17 e Tabela 18 são apresentadas as medidas das diagonais (d_1 e d_2), as profundidades das impressões (h) e os resultados de microdureza (HV). Os gráficos da Figura 47, Figura 48, Figura 49 e Figura 50 apresentam as variações da microdureza em função das cargas de

microendentação. Cada gráfico contém uma linha de referência horizontal (traço-ponto) que indica a microdureza constante (abaixo da camada modificada), e uma linha pontilhada vertical, que indica o início das variações de microdureza.

A Tabela 15, apresenta as microdurezas do material com grão $1,5\ \mu\text{m}$ e 8% de cobalto. Nota-se que as superfícies polidas apresentaram menores microdurezas que as retificadas. A retificação 1 e polimento apresentaram uma diferença de 200 Vickers nas microendentações com as menores cargas.

A Figura 47 apresenta o gráfico da variação das microdurezas em função das cargas de microendentação para o material com grão $1,5\ \mu\text{m}$ e 8% de cobalto. Para cargas entre 2000 e 500 gf as microdurezas não apresentaram variações significativas para todas as condições de corte. Entretanto, para cargas menores que 500 gf, cuja profundidade de impressão é aproximadamente $2,80\ \mu\text{m}$, nota-se o início de variações nas microdurezas de acordo com cada parâmetro de corte. Para velocidade de avanço fixo em $0,05\ \text{mm/min}$ (linhas 1 e 2), a profundidade de corte de $0,5\ \mu\text{m}$ gerou maiores microdurezas. Para velocidade de avanço fixo em $0,15\ \text{mm/min}$ (linhas 3 e 4), novamente a menor profundidade gerou as maiores microdurezas. Para profundidade fixa em $0,5\ \mu\text{m}$ (linhas 1 e 3), a velocidade $0,05\ \text{mm/min}$ gerou as maiores microdurezas. Para profundidade fixa em $1,5\ \mu\text{m}$ (linhas 2 e 4), novamente a menor velocidade gerou as maiores microdurezas.

Observa-se que menores avanços produzem aumento na microdureza da camada superficial do material. Assim, nota-se que os parâmetros de corte de retificação afetam a microdureza da camada superficial do material.

Tabela 15 – Valores das diagonais (d1 e d2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão $1,5\ \mu\text{m}$ e 8% de Cobalto após o processo de retificação.

Grão 1,5µm / 8%Co																				
Carga (gf)	Retificação 1 ap=0,5µm f=0,05mm/min				Retificação 2 ap=1,5µm f=0,05mm/min				Retificação 3 ap=0,5µm f=0,15mm/min				Retificação 4 ap=1,5µm f=0,15mm/min				Amostra POLIDA			
	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h
50	8,1	7,6	1504	0,83	7,9	8,0	1467	0,87	7,9	8,3	1415	0,79	8,3	8,3	1344	0,80	8,6	8,3	1297	1,07
100	11,1	11,0	1521	1,10	11,1	11,5	1458	1,13	11,4	11,3	1439	1,12	11,7	11,3	1407	1,15	11,9	11,3	1383	1,38
200	15,8	16,0	1464	1,61	15,8	15,8	1482	1,75	15,8	15,6	1508	1,76	16,4	15,8	1431	1,80	16,4	15,8	1431	1,75
300	19,2	19,5	1484	2,20	19,7	19,8	1427	2,20	19,3	19,3	1492	2,00	19,6	19,9	1420	2,15	19,6	19,9	1420	2,30
500	24,9	25,0	1490	2,66	25,4	25,5	1430	2,70	25,5	25,0	1457	2,88	25,5	25,1	1452	2,93	25,5	25,1	1452	2,85
1000	36,3	36,3	1408	4,00	36,2	36,2	1418	4,10	36,4	36,2	1409	4,05	35,4	36,6	1431	4,12	36,6	36,6	1384	4,00
2000	51,6	51,6	1394	5,70	50,9	50,9	1434	5,70	51,0	51,0	1425	5,81	50,4	51,0	1442	5,86	51,4	51,4	1403	5,09

Figura 47 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador.
Amostra: grão 1,5 μ m / 8% Cobalto.

Este comportamento da microdureza em função dos parâmetros de corte e cargas de microendentação é semelhante para as demais amostras que serão apresentadas nos próximos gráficos.

A Tabela 16, apresenta as microdurezas do material com grão 1,5 μ m e 4% de cobalto. Nota-se novamente que o polimento gerou a menores microdurezas quando comparado com as retificações.

A Figura 48 apresenta os resultados de dureza do material com grão 1,5 μ m e 4% de Cobalto. Este material apresentou comportamento semelhante ao material com grão 1,5 μ m e 8% de Cobalto. Para cargas entre 2000 e 500 gf as microdurezas não apresentaram variações significativas. Porém, para cargas menores que 500 gf, cuja profundidade média de impressão é aproximadamente 2,50 μ m, o material apresentou variações significativas nos resultados de microdureza. Analisando a influência dos parâmetros de corte, nota-se novamente que menores profundidades de corte e menores avanços geram as maiores microdurezas.

Tabela 16 - Valores das diagonais (d1 e d2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão 1,5µm e 4% de Cobalto após o processo de retificação.

Grão 1,5µm / 4%Co																				
Carga (gf)	Retificação 1 ap=0,5µm f=0,05mm/min				Retificação 2 ap=1,5µm f=0,05mm/min				Retificação 3 ap=0,5µm f=0,15mm/min				Retificação 4 ap=1,5µm f=0,15mm/min				Amostra POLIDA			
	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h
50	7,2	7,2	1801	0,64	7,3	7,4	1735	0,66	7,3	7,4	1716	0,68	7,7	7,4	1626	0,60	8,0	7,6	1520	0,71
100	10,2	10,3	1772	0,95	10,5	10,2	1732	1,04	10,1	10,7	1708	1,03	10,5	10,4	1686	0,92	10,7	10,8	1604	0,93
200	14,9	14,3	1750	1,45	14,8	14,4	1738	1,45	14,7	14,3	1770	1,55	14,8	14,8	1696	1,52	14,9	14,9	1675	1,00
300	17,9	17,6	1766	1,95	18,0	17,7	1741	1,83	18,1	17,9	1716	1,87	17,8	18,3	1710	1,90	18,2	18,2	1682	1,10
500	23,2	23,0	1733	2,40	23,4	22,5	1764	2,40	23,5	23,3	1695	2,50	23,3	22,7	1749	2,43	23,6	23,1	1697	1,35
1000	33,1	32,4	1725	3,69	33,1	33,3	1682	3,58	32,8	32,9	1718	3,48	32,7	32,5	1746	3,53	32,7	33,2	1707	2,43
2000	46,7	46,7	1704	5,15	47,6	47,6	1638	5,34	47,3	47,3	1655	5,28	46,5	46,5	1715	5,00	47,3	47,1	1666	3,55

Figura 48 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador. Amostra: grão 1,5µm / 4% Cobalto.

A Tabela 17 apresenta as microdurezas do material com grão 0,5µm e 8% de cobalto. Semelhante às ligas com maior tamanho de grão, o polimento gerou as menores microdurezas quando comparado com as retificações. Quando comparado a microdureza do polimento e o resultado obtido na retificação1, verifica-se uma diferença de aproximadamente 160 Vickers. As variações de microdureza iniciaram

nas cargas iguais ou menores que 300 gf, cuja profundidade das impressões é aproximadamente 1,75 μm (Figura 49). A Figura 49 apresenta o gráfico das microdurezas para o material com grão 0,5 μm e 8% de cobalto.

Tabela 17 - Valores das diagonais (d1 e d2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão 0,5 μm e 8% de Cobalto após o processo de retificação.

Grão 0,5µm / 8%Co																				
Carga (gf)	Retificação 1 ap=0,5µm f=0,05mm/min				Retificação 2 ap=1,5µm f=0,05mm/min				Retificação 3 ap=0,5µm f=0,15mm/min				Retificação 4 ap=1,5µm f=0,15mm/min				Amostra POLIDA			
	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h
50	6,8	6,9	1984	0,76	6,9	6,8	1987	0,65	7,2	6,7	1922	1,10	7,3	7,0	1823	0,75	7,5	7,2	1723	0,52
100	9,8	9,6	1975	0,93	9,7	9,7	1981	0,89	9,7	9,9	1942	1,70	9,8	10,2	1858	1,05	10,2	10,0	1821	1,00
200	13,5	13,6	2020	1,36	13,6	13,6	2009	1,50	13,6	13,8	1981	2,15	13,4	14,4	1925	1,48	14,1	14,0	1877	1,35
300	16,8	17,0	1951	1,64	17,1	16,7	1952	1,79	17,5	16,7	1907	2,35	17,4	16,8	1905	1,75	17,1	16,9	1930	1,75
500	21,8	21,8	1948	2,26	21,8	21,6	1968	2,26	22,2	22,4	1871	2,60	22,0	22,3	1892	2,31	22,0	22,4	1888	2,32
1000	31,0	31,1	1921	3,38	30,8	30,6	1969	3,31	31,5	31,6	1861	3,54	31,4	30,9	1910	3,22	31,5	31,3	1882	3,10
2000	44,2	43,3	1940	4,56	43,6	43,4	1962	4,57	44,1	44,1	1909	5,05	44,0	44,0	1915	4,50	44,7	43,9	1889	4,54

Figura 49 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador. Amostra: grão 0,5 μm / 8% Cobalto

A Tabela 18 apresenta as microdurezas do material com grão 0,5 μm e 8% de cobalto. O comportamento deste material é muito semelhante ao material apresentado anteriormente. Este material apresentou a maior diferença de

microdureza entre o polimento a retificação1 (aproximadamente 300 Vickers). As variações de microdureza iniciaram novamente nas cargas abaixo de 300 gf, cuja profundidade média da impressão corresponde a 1,50 μm (Figura 50).

Tabela 18 - Valores das diagonais (d1 e d2), profundidade de penetração (h) e resultados de dureza (Vickers) da amostra com tamanho de grão 0,5 μm e 4% de Cobalto após o processo de retificação.

Carga (gf)	Grão 0,5 μm / 4%Co																			
	Retificação 1 ap=0,5 μm f=0,05mm/min				Retificação 2 ap=1,5 μm f=0,05mm/min				Retificação 3 ap=0,5 μm f=0,15mm/min				Retificação 4 ap=1,5 μm f=0,15mm/min				Amostra POLIDA			
	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h	d1	d2	HV	h
50	5,8	6,3	2533	0,47	6,2	6,2	2451	0,56	6,4	6,2	2354	0,55	6,4	6,3	2295	0,60	6,5	6,4	2232	0,56
100	8,6	8,6	2495	0,76	8,9	8,6	2438	0,85	8,6	8,9	2405	0,79	8,9	8,9	2341	0,75	9,0	9,0	2274	0,79
200	12,0	12,5	2477	1,22	12,4	12,2	2453	1,18	12,6	12,5	2367	1,23	12,1	12,8	2390	1,26	12,6	12,8	2292	1,31
300	15,1	15,3	2414	1,42	15,1	15,3	2407	1,42	15,6	15,1	2367	1,55	15,4	15,1	2392	1,54	15,3	15,5	2347	1,53
500	19,8	19,5	2403	1,98	19,9	19,9	2349	1,89	20,0	19,9	2340	1,95	19,9	19,5	2393	2,03	19,8	19,9	2355	2,00
1000	27,8	27,8	2402	2,75	27,7	27,9	2402	2,74	28,7	27,5	2351	2,70	28,0	27,7	2392	2,76	28,1	28,0	2356	2,80
2000	39,7	39,3	2376	4,09	40,0	39,8	2329	3,90	39,8	39,8	2343	3,98	39,9	39,9	2329	4,16	39,8	40,1	2322	4,02

Figura 50 - Gráfico dos resultados de dureza em função da variação da carga do penetrador. Amostra: grão 0,5 μm / 4% Cobalto.

Os resultados mostram que a retificação produz alterações na microdureza em uma pequena camada próxima à superfície do material e que os parâmetros de corte tem uma considerável influência nestas alterações. Variações de microdurezas

ocorrem para cargas abaixo de determinados valores, conforme as condições de corte e o tipo de material. Os resultados indicam que quanto menor os parâmetros de corte, maior a microdureza da camada superficial. Em todos os gráficos, as linhas 1 e 2 apontam que os menores avanços proporcionam maiores microdurezas. Os resultados também indicam que a velocidade de avanço tem maior influência na microdureza do que a profundidade de corte. Estes resultados corroboram com os resultados de Andreas, Engel e Merklein (2012), que afirmam que o avanço é o parâmetro dominante no processo de retificação e tem maior influência nas tensões produzidas na superfície da peça do que a profundidade de corte.

A Tabela 19 apresenta os valores das profundidades onde se iniciaram as alterações de microdurezas. Os resultados correspondem à espessura ou profundidade da camada da peça que sofreu alteração do processo de retificação.

Tabela 19 – Profundidade média de camadas modificadas das quatro ligas de metal-duro (WC-Co).

Material	Composição		Profundidade da Camada (μm)
	Tam. Grão (μm)	Cobalto (%)	
1	1,5	8	2,80
2	1,5	4	2,50
3	0,5	8	1,75
4	0,5	4	1,60

Verifica-se que os materiais com maior tamanho de grãos (1 e 2) apresentam as maiores camadas encruadas (2,80 e 2,50 μm) quando comparado com os materiais com menor tamanho de grãos, que apresentam as menores camadas encruadas (1,75 e 1,60 μm). Estes resultados indicam que o tamanho de grão apresenta uma significativa influência na espessura da camada modificada. Por outro lado, a porcentagem de cobalto mostrou-se influenciar na espessura da camada modificada, porém com menor significância.

Maiores porcentagens de cobalto apresentam maior espaçamento entre os grãos de WC, que possibilitam maiores deformações do ligante. Devido o processo de retificação produzir altas tensões de compressão entre abrasivo e peça, o cobalto é esmagado e empurrado para a superfície e os grãos de WC são aproximados uns

aos outros, proporcionado uma camada de material encruada. De acordo com Andreas, Engel e Merklein (2012), altas tensões de compressão na superfície do material são preferidas, pois previnem a formação de microfissuras.

A Figura 51 ilustra a modificação da camada superficial durante processo de retificação para ligas diferentes porcentagens de cobalto. A Figura 51(a) e (b) representam o material com 8% de cobalto antes e depois da usinagem. Devido a maior porcentagem de cobalto, este material apresenta uma estrutura com grãos de WC bem espaçados (Figura 51(a)) que facilitam a deformação do material. Após o contato abrasivo/peça os grãos de WC são comprimidos, gerando uma camada endurecida (Figura 51(b)). A Figura 51(c) e (d) representam o material com 4% de cobalto antes e depois da usinagem. Devido à menor quantidade de cobalto, este material apresenta uma estrutura com grãos de WC bem próximos (Figura 51(c)) que diminuem a deformação do material (Figura 51(d)) e geram uma menor camada endurecida.

Figura 51 – Ilustração da modificação da camada superficial realizada por um único grão abrasivo durante o processo de retificação. Fonte: O autor

Para as maiores cargas de microendentação (acima de 300 ou 500gf) os materiais não apresentaram alterações de microdurezas. Sugere-se que acima destas cargas o microendentalor atinja profundidades que ultrapassem a camada modificada pela retificação (Figura 52 (a)).

Para cargas abaixo de 300 gf ou 500 gf (dependendo do tipo de material) é possível que o microendentalor atinja profundidades muito próximas aos valores associados à camada modificada (Figura 52 (b)). Nota-se nos gráficos que as usinagens com $V_f = 0,05\text{mm/min}$ apresentam aumento na microdureza para medições com estas cargas.

Figura 52 – Ilustração do processo de microendentação do WC-Co. Fonte: O autor

Estes resultados corroboram com os resultados de Yang et al (2014) que detectaram mudanças em uma camada de aproximadamente $0,4\ \mu\text{m}$ em amostras de WC-Co retificadas (Figura 53). É possível visualizar uma fina camada deformada, com grãos de WC fragmentados e comprimidos no cobalto. A medição de tensão residual revelou grande aumento nas tensões residuais de compressivas.

Figura 53 – Integridade superficial da superfície de WC-Co após o processo de retificação (superfície transversal à direção de usinagem). Fonte: Yang et al (2014)

Em resumo, verificou-se que as microdurezas da camada superficial retificada são maiores que as microdurezas obtidas no polimento. Alguns autores afirmam que estas maiores microdurezas são preferidas, pois previnem a formação de microfissuras. A espessura da camada modificada depende da microestrutura e dos parâmetros de corte aplicados no processo. Os gráficos apontam que as menores velocidades de avanço proporcionam maiores microdurezas. Além disso, a velocidade de avanço é o parâmetro dominante no processo de retificação e tem maior influência nas tensões produzidas na superfície da peça do que a profundidade de corte. Quanto à microestrutura do material, verificou-se que o tamanho do grão de WC não influencia na microdureza, entretanto, a porcentagem de cobalto mostrou-se influenciar fortemente. Os materiais com maior porcentagem de cobalto apresentaram a maior camada de material modificada, devido ao maior espaçamento entre os grãos que possibilitam maiores deformações da fase cobalto.

4.7 Retificação da cavidade esférica de uma matriz de WC-Co

Foi realizada a usinagem de uma cavidade esférica em uma amostra de WC-Co (1,5 μ m e 8%Co) nas dimensões $\varnothing$ 20 x 4 mm. A cavidade apresenta profundidade 1,2 mm e raio de 37,5 mm (raio do rebolo), conforme ilustrado na Figura 54. Esta usinagem foi realizada com o intuito de mostrar a aplicação da retificação de ultraprecisão como método viável para a fabricação de micromoldes e

a possibilidade de obtenção superfícies de WC-Co com formas complexas a partir deste processo.

Figura 54 – Desenhos da matriz com cavidade esférica em Carbetto de Tungstênio-Cobalto.

O processo foi realizado com rotação do rebolo e da placa foram 5000 e 1000 rpm, respectivamente. Foi utilizado somente o movimento do eixo z (logitudinal) para a penetração do rebolo na peça. A velocidade de avanço de penetração rebolo foi de 0,05 mm/min, que representa um avanço do rebolo de 10 nm/volta. Considerando a velocidade de avanço e a profundidade da cavidade, que é o comprimento de usinagem (1,2 mm), o tempo total de usinagem foi de 24 minutos, sendo este um tempo considerado extremamente baixo quando comparado aos métodos tradicionais de fabricação de superfícies ópticas.

A Figura 55 (a) e (b) apresentam imagens do processo de retificação de ultraprecisão realizado no Laboratório de Engenharia de Precisão (EESC-USP). A Figura 55 (c) e (d) mostra a cavidade esférica após o processo de usinagem. A Figura 55 (e) apresenta uma imagem interferométrica da superfície usinada. Verifica-se uma rugosidade de 23,82 nmRa.

Figura 55 – Amostra de WC-Co com cavidade esférica usinada por retificação de ultraprecisão.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho apresentou um estudo do comportamento do carbetto de tungstênio-cobalto (WC-Co) com diferentes parâmetros estruturais (tamanho de grão e porcentagem de cobalto) quando submetido ao processo de retificação de ultraprecisão. Foram analisadas as rugosidades, as temperaturas na zona de retificação e as microdurezas da camada superficial das amostras. A análise dos resultados levam às seguintes conclusões:

- A microestrutura do material e os parâmetros de corte afetam diretamente a rugosidade, a temperatura da zona de corte e a microdureza da camada superficial do material.
- Amostras com maior tamanho de grãos apresentam maior tendência para remoção de material em regime dúctil, conseqüentemente, geram menores rugosidades do que as amostras com menor tamanho de grãos, que apresentaram uma elevada quantidade de grãos arrancados. O tamanho do grão é um parâmetro indiferente para a espessura da camada modificada. Amostras com maior tamanho de grãos geram maiores forças e temperaturas na zona de corte durante a retificação (aproximadamente 900°C) que são insuficientes para a transformação de fase do material (1500°).
- O teor de cobalto exerce maior influência na rugosidade das amostras com menor tamanho de grãos. Quanto maior a quantidade de cobalto, maior é o nível de deformação do ligante e maiores defeitos podem ser produzidos. A porcentagem de cobalto influencia fortemente na microdureza da superfície. Porcentagens maiores apresentam maiores espessuras de camada modificada.
- O aumento da velocidade de avanço aumenta consideravelmente a rugosidade do material com menor tamanho de grão e menor porcentagem de cobalto (0,5 μm e 4%Co); foi irrelevante para a rugosidade do material com maior tamanho de grão e menor porcentagem de cobalto (1,5 μm e 4%Co); e aumentou a rugosidade do material com maior tamanho de grão e porcentagem de cobalto (1,5 μm e 8%Co) somente nos testes com maior profundidade de corte. O aumento da velocidade de avanço aumenta a força e diminui a temperatura na zona de corte. A velocidade de avanço é o parâmetro dominante na retificação e tem maior influência nas tensões compressivas produzidas do que a profundidade de corte. A diminuição

da velocidade tende a aumentar a microdureza da camada superficial. Verificou-se aumento de até 200 kgf/mm² na microdureza, que indica encruamento por tensões compressivas.

- Superfícies retificadas apresentam maiores microdurezas do que as superfícies polidas. Maiores microdurezas são preferidas, pois previnem a formação de microfissuras.

- A profundidade de corte tem maior influência na rugosidade de amostras com menor tamanho de grãos. Em usinagens com baixa velocidade de avanço, o aumento da profundidade quase não altera a rugosidade. O aumento da profundidade de corte aumenta a força e a temperatura na zona de corte. Quanto maior a profundidade de corte e menor o avanço, maior será a temperatura na zona de retificação.

- A análise estatística mostrou que o tamanho do grão é o fator de maior influência na rugosidade, seguido da velocidade de avanço, profundidade de corte, e por último, a porcentagem de cobalto. Em termos de microestrutura, o tamanho do grão tem maior influência na rugosidade do que a porcentagem de cobalto e, em termos de condições de corte, a velocidade de avanço têm maior influência do que a profundidade de corte.

- Entre as composições testadas, a amostra com tamanho de grão 1,5 µm e 4%Co apresentou o melhor comportamento no processo de retificação de ultraprecisão. As imagens de MEV apresentaram superfícies com poucos danos e rugosidade de 7 ± 1 nm Ra para todas as condições de corte testadas.

- A amostra com tamanho de grão 0,5 µm e 8%Co mostrou-se um material complexo para a retificação de ultraprecisão. A rugosidade foi de 35 ± 5 nm Ra em todas as condições de corte. Além disso, as imagens de MEV apresentaram superfícies com muitos danos, tais como, microtrincas, sulcos, desalojamento de grãos e amontoados de cobalto.

- As amostras 1,5 µm e 8%Co e 0,5 µm e 4%Co mostraram-se limitadas para usinagens com $V_f = 0,15$ mm/min. Entretanto, para $V_f = 0,05$ mm/min), é possível usinar este tipos de materiais, garantindo baixas rugosidades (~10 nm Ra) pelo processo de retificação de ultraprecisão.

- É importante ressaltar que estes resultados de rugosidade são válidos apenas para as condições de corte testadas, usando um rebolo com grãos de diamante (15 μm) e ligante resinóide.

Portanto, conclui-se que os diferentes parâmetros de corte influenciam fortemente no mecanismo de remoção de material, e consequentemente, nos resultados de rugosidade. Dependendo das condições de corte e microestrutura do material, é possível alcançar o regime plástico ou dúctil, sem indução de danos superficiais. Acredita-se que a retificação de ultraprecisão apresenta-se como uma opção viável para a manufatura de componentes de carbetos de tungstênio com acabamento nanométrico, possibilitando a eliminação dos processos tradicionais de manufatura óptica.

Sugestões para trabalhos futuros

Os conhecimentos adquiridos neste trabalho podem ser ampliados através da continuidade da pesquisa. Para isto, sugere-se os seguintes estudos:

- Estudar a retificação de ligas de WC-Co com grãos de WC maiores que 1,5 μm a fim de verificar se a relação entre o tamanho de grão e o mecanismo de remoção de material é semelhante à apresentada neste trabalho;
- Avaliar a rugosidade das superfícies retificadas usando outros parâmetros de medição (R_q , R_{sk} e R_k) e procurar estabelecer relações entre elas;
- Relacionar as diferentes composições de WC-Co e o volume de material removido das peças retificadas;
- Realizar testes de retificação com maiores profundidades de corte (a_p) e menores velocidades de avanço (V_f) para encontrar as condições de corte críticas que elevam a temperatura na zona a níveis de transformação de fase do material;
- Realizar testes de retificação com maior variação nas condições de corte a fim de encontrar os parâmetros de corte mais adequados para cada tipo de material, levando em consideração o tempo usinagem para cada superfície;
- Avaliar a influência dos parâmetros de corte e tipo de microestruturas do WC-Co no desgaste do rebolo após o processo de retificação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ANDREAS, K.; ENGEL, U.; MERKLEIN, M. **Influence of Grinding on the Surface Properties of Cemented Carbides**. Key Engineering Materials, Vols. 504-506, 2012. p. 1353-1358.
- ASTAKHOV, V.P. **Surface Integrity - Definition and Importance in Functional Performance**. Surface Integrity in Machining. Springer- Verlag London Limited, 2009.
- ASTM E 407. **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys**. ASTM International, West Conshohocken, PA.
- AURICH, J. C.; ENGMANN, J.; SCHUELER, G. M.; HABERLAND, R. **Microgrinding tool for manufacture of complex structures in brittle materials**. CIRP Ann. Manuf. Technol.58, 2009. pp 311–314.
- BIFANO, T.; DOW, T. A.; SCATTERGOOD, R. O. **Ductile regime grinding: a new technology for machining brittle materials**. Trans. ASME J. of Ind., v. 113, 1991. p. 184-189.
- BLAKE, P.N., SCATTERGOOD, R.O. **Ductile-Regime Machining of Ge and Si**, J. Am. Ceram. Soc., Vol.73, No. 4, 1990. p. 949-957.
- BRINKSMEIER, E. **State-of-the-art of non-destructive measurement of sub-surface material properties and damages**. Precision Engineering, v.11, n 4, 1989. p. 211-224.
- BRINKSMEIER, E.; MUTLUGUNES, Y.; KLOCKE, F.; AURICH, J. C.; SHORE, P.; OHMORI, H. **Ultra-precision grinding**. CIRP Annals - Manufacturing Technology. 59, 2010. p. 652–671.
- CHAO, C.; CHANG, C.; CHEN, C.; CHOU, W.; MA, K. **Precision grinding of tungsten carbide mold insert for molding of submillimeter glass aspheric lenses**, International Conference on Optics in Precision Engineering and Nanotechnology (icOPEN2013), Proc. of SPIE Vol. 8769, 87691U, 2013.
- CHEN, W.K.; KURIYAGAWA, T.; HUANG, H.; YOSHIHARA, N. **Machining of micro aspherical mould inserts**, Prec. Eng. 29, 2005. p 315–323.
- CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. LTC, Quinta Edição, 2002. p 361.
- CHEN, M.; LI, D.; ZHANG, F.; ZHAO, Q. **Study of critical value of brittle-ductile transition in ultraprecision grinding of brittle materials**. In: Euspen Conference on Fabrication And Metrology in Nanotechnology, 1., 2000. Proceedings...Euspen Society for Precision Engineering and Nanotechnology, v.2, 2000. p. 423-239.
- CORNWALL, B.; KRSTIC, V.D. **Role of residual stress field interaction in strengthening of particulate-reinforced composites**, Journal of Materials Science, 1 March 1992, Volume 27, Issue 5, pp 1217-1221.
- DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B. **Residual Stress Distribution in PVD-Coated Carbide Cutting Tools – Origin of Cohesive Damage**, Tribology in Industry, Vol. 34, No. 3, 2012. p 158-165.
- DINIZ, A.E.; MARCONDES, F.C.; LEMOS, N.C., **Tecnologia da usinagem dos materiais**, 6.ed. São Paulo: Editora Artiber Editora Ltda., 2008. 262p.
- DUDUCH, J. G. **Some critical aspects of machine design and performance for the machining of brittle materials**, Thesis (PhD) – Cranfield Institute of Technology, School of Industrial and Manufacturing Science, 1993. p 168.
- EVANS, A.G.; MARSHALL, D.B. **Wear mechanisms in ceramics**, in: D.A. Rigney (Ed.), American Society of Metals, Metal Park, OH, 1981, pp. 439–452.

FIELD, M.; KAHLES, J.F. **Review of surface integrity of machined components**, Annals of the CIRP, v. 20/2, 1971. p 153 - 163.

FIELD, M.; KAHLES, J.F. **The surface integrity of machined and ground high strength steels**. Defense Metals Formation Centre Report, DIMC, 1964. p 210.

KLOCKE, F.; BRINKSMEIER, E.; EVANS, C.; HOWES, T.; INASAKI, I.; MINKE, E. **High speed grinding-fundamental and state of art in Europe**, Japan and USA, Annals of CIRP 46(2), 1997. p 715–724.

GATZEN, H. H.; MAETZIG, J. C. **Nanogrinding**. Precision Engineering, V. 21, 134 – 139, 1997.

GOCH, G.; SMITH, B.; KARPUSCHEWSKI, B.; GEERKENS, J.; REIGL, M.; SPRONGL, P.; RITTER, R. **Review of non-destructive measuring methods for the assessment of surface integrity: a survey of new measuring methods for coatings, layered structures and processed surfaces**. Precision Engineering, v.23, n 1, 1999. p. 9-33.

GOLDSTEIN, J.I. **Scanning Microscopy an X-Ray Microanalysis**, second edition, New York City, Plenum Press, 1992.

GOMES, C. M. F.; SILVA A.G.P.; GOMES, U. U. E.; HOLANDA, J.N.F., **Carbeto Cementado Dopado com Óxido de Lântanio Sinterizado à Vácuo**, Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, Vol. 26, No. 3, 2007. p 127-130.

GONCALVES, A. M. **Usinabilidade do carbeto de tungstênio no torneamento com ferramenta de diamante**. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, USP, São Carlos, 2009. 101p.

GRIFFITHS, B. **Manufacturing surface technology: Surface integrity & functional performance**. London: Penton Press, 2001. 237p.

GU, W.; YAO, Z.; LI, H. **Investigation of grinding modes in horizontal surface grinding of optical glass BK7.**, Journal of Materials Processing Technology 211, 2011. p 1629-1636.

HAN, D.; MECHOLSKY, J.J. **“Fracture analysis of cobalt-bonded tungsten carbide composites”**. Journal of Materials Science, Vol. 25, 1990. p 4949 – 4956.

HEGEMAN, J.B.J.W.; HOSSAN, J.TH.M.; WITH, G. **Grinding of WC–Co hardmetals**, Wear, 248, 2001. p 187–196.

HUANG, P. **Mechanism of Metallurgy Process**, 1981. p 413.

INASAKI, I. **Grinding of hard and brittle materials**, Annals of Cirp, V.36(2), 1987. p 463-471.

JASINEVICIUS, R. G. **Influência da transição de fase sobre os limites de ductibilidade observados no torneamento de ultraprecisão do silício monocristalino**. 1998. 173 f. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, USP, São Carlos.

KALPAKJIAN, S. **Manufacturing Engineering and Technology**, Addison-Wesley Publishing Co., Reading, MA, 1989. p 757-758.

KIM, CHANG-SOO. **Microstructural-Mechanical Property Relationships in WC-Co Composites**. Ph. D Tesis. University Pittsburgh, USA, 2004, 214p.

KRSTIC, V.D. **Grain-size dependence of fracture stress in anisotropic brittle solids**, Journal of Materilas Science, Volume 23, Issue 1, 1988. p 259-266.

KOMANDURI, R. SHAW, M. C. **On the diffusion wear of diamond in grinding pure iron**. Philosophical Magazine, v. 34, n. 2, 1976. p 195 – 204.

KOMANDURI, R.; LUCCA, D. A.; TANI, Y. **Technological advances in fine abrasives process.** Annals of the CIRP, v. 46, n. 2, 1997. p 545-596.

LAWN, B. R.; EVANS, A. G. **A model for crack initiation in elastic/plastic indentation fields.** Journal of Materials Science, v. 12, 1977.

LÊDO, H.O. **Aplicação da microendentação instrumentada em superfícies de alumínio usinadas com ferramenta de diamante de ponta única**, Dissertação Mestrado, EESC-USP, 1997.

LEITCHER, Y. **A escolha de abrasivos favoráveis para a fabricação.** Technische mitteilumgen, v.68, n. 7-8, 1975. (Tradução da empresa Robert Bosch, Campinas).

LIU, B.; ZHANG, Y.; OUYANG, S. **Study on the relation between structural parameters and fracture strength of WC-Co cemented carbides.** Materials Chemistry and Physics 62, 2000. p35-43.

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. **Integridade superficial.** In: Teoria da usinagem dos materiais. São Paulo: Edgard Blücher, 2009. p. 276-304.

MACHINABILITY DATA CENTER. **Machining data handbook**, Machining data center, v. 2, 1980.

MALKIN, S.; HWANG, T.W. **Grinding mechanisms for ceramics**, Annals of CIRP 45 (2), 1996. p 1–12.

MALKIN, S.; GUO, C. **Grinding Technology: theory and application of machining with abrasives.** Chicjester: Ellis Horwood Limited, 1989. 275 p.

MARSHALL, D. B.; LAWN, B. R. **Indentation of brittle materials.** In: Microindentation techniques in materials science and engineering. Philadelphia: ASTM, 1986. p. 26-46.

McKEOWN, P. A. **The role of precision engineering in manufacturing of the future.** Annals of the CIRP, v. 36, n. 2, p. 1-21, 1987.

MAYER JR, J. E.; FANG, G. P. Texas ABM University, USA - Submitted by R. L. Kegg (1) Received on January 12,1994.

MORGAN, C.J.; VALLANCE, R.R.; MARSH, E.R. **Specific grinding energy while micro-grinding tungsten carbide with polycrystalline diamond micro-tools**, in: ICOMM-Second International Conference on Micro-Manufacturing, Greenville, South Carolina, USA, No. 39, 2007.

MONTGOMERY, D. **Design and Analysis of Experiments**, John Wiley and Sons, New York, USA 1997.

OLIVEIRA, J. F. G. **Análise da ação do macroefeito de dressagem de rebolos no desempenho do processo de retificação.** 1998. 272 f. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, USP, São Carlos.

PORTO, A. J. V.; DUDUCH, J. G.; JASINEVICIUS, R. G. **Usinagem de Ultraprecisão.** In: PORTO, A. J. V. et al. **Usinagem de Ultraprecisão.** São Carlos: RiMA; FAPESP. Cap. 1. 2004. p. 1-7.

PORTO, A. J. V.; DUDUCH, J. G.; JASINEVICIUS, R. G.; SILVA, H. A. T.; ALMEIDA, R. M. **Usinagem de Ultraprecisão.** In: PORTO, A. J. V. et al. **Retificação de Ultraprecisão de Materiais Frágeis.** São Carlos: RiMA; FAPESP. Cap. 8. 2004. p. 131-154.

RANK PNEUMO INC. Catálogo Técnico ASG 2500, Precision Park, New Hampshire.

REICHENBACH, G.S.; MAYER, J.E.; KALPAKCIOGLU, S.; SHAW, M.C. **The Role of Chip Thickness in Grinding**, Trans. ASME, 18, 1956. p. 847-850.

REN, Y.H.; ZHANG, B.; ZHOU, Z.X. **Specific energy in grinding of tungsten carbides of various grain sizes**, CIRP Annals - Manufacturing Technology 58, 2009.p 299–302.

SALMON, S. C. **Modern grinding process technology**. Boston: McGraw-Hill, 225p.

SANDS, R.L.; SHAKESPEARE, C.R. **Powder Metallurgy: Practice and Applications**. CRC Press, Cleveland, 1966.

SHAW, M. C. **Metal Cutting Principles**. Clarendon, Great Britain, 1984. 590 p.

SINHOFF, V. **Generative precision grinding of optical glass**. Annals of the CIRP, v. 47, n.1, 1998. p. 253-258.

STEPHENSON, D.J.; VASELOVAC, D.; MANLEY, S.; CORBETT, J. **Ultra-precision grinding of hard steels**, Precision Engineering 25 (4), 2001. p 336–345

SUBRAMANIAN, K. **Mechanisms of material removal in the precision production grinding of ceramics**. Journal of Manufacturing Science and Engineering, v. 119, n. 4(A), 1997. p. 509-519.

SUN, H.Q.; IRWAN, R.; HUANG, H.; STACHOWIAK, G.W.; **Surface characteristics and removal mechanism of cemented tungsten carbides in nanoscratching**, Wear 268, 2010. p 1400–1408.

TONSHOFF, H.K.; PETERS, J.; INASAKI, I.; PAUL, T. **Modelling and simulation of grinding processes**. Ann CIRP 41, 1992. p 677–687

TORRES, C.S.; SCHAEFFER, L. **Sinterização de WC-Co com atmosfera de argônio, Preparado em moinho atritor**. Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Porto de Galinhas, PE, Brasil, 2008.

VENKATACHALAM, S.; LI, X.; LIANG, S.Y. **Predictive modeling of transition unde-formed chip thickness inductile-regime micro-machining of single crystal brittle materials**, J.Mater. Process.Technol., 209 (7): 3306–3319.

WANG.; WEBB, H.; BITLER. J. **Study of thermal expansion and thermal conductivity of cemented WC–Co composite**. Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014.

WHITEHOUSE, D.J. **Surface texture**. In: Handbook of surface metrology. v.18, 1994. p. 184-190.

XU, H.H.K.; SMITH, D.T.; JAHANMIR, S. **Influence of microstructure on indentation and machining of dental glass-ceramics**, Journal of Materials Research 11 (9), 1996. p 2325–2337.

YANG, J. **Grinding effects on surface integrity and mechanical strength of WC-Co cemented carbides**. 2nd CIRP Conference on Surface Integrity, Procedia, CIRP 13, 2014. p 257 – 263.

YIN. L.; SPOWAGE. A.C.; RAMESH. K.; HUANG. H.; PICKERING. J.P. **Influence of microstructure on ultraprecision grinding of cemented carbides.**, International Journal of Machine Tools & Manufacture 44, 2004. p 533–543

YIN, L.; VANCOILLE, E.Y.J.; LEE, L.C.; HUANG, H.; RAMESH, K.; LIU, X.D. **High-quality grinding of polycrystalline silicon carbide spherical surfaces**, Wear, 2003.

YIN, L.; PICKERING, J.P.; RAMESH, K.; HUANG, H.; SPOWAGE, A.C.; VANCOILLE, E.Y.J. **Planar nanogrinding of a fine grained WC–Co composite for an optical surface finish**, Int. J. Adv. Manuf. Technol. 26, 2005. p 766–773.

ZANOTTO, E. D.; MIGLIORE JR, A. R. **Propriedades mecânicas de materiais cerâmicos: uma introdução**. Cerâmica, v. 37, n. 247, 1991. p. 7-16.

ZHENGUI, Y.; STIGLICH, J. J.; SUDARSHAN, T. S. **“Nano-grained Tungsten Carbide Cobalt (WC/Co)”**. Materials Modification, Inc. 2929 Eskridge Road, P-1, 1998.

ZHANG, F. L.; WANG, C. Y. E.; ZHUM M. **Nanostructured WC/Co composite Powder Prepared By high energy Ball Milling**. Scripta Materialia, Vol.49, 2003. p. 1123-1128.