

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA USINABILIDADE NO TORNEAMENTO A SECO DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO AISI 420 C ENDURECIDO COM FERRAMENTA DE METAL-DURO

por

Guilherme Cortelini da Rosa

Tese para obtenção do Título de
Doutor em Engenharia

Porto Alegre, Maio 2017.

ESTUDO DA USINABILIDADE NO TORNEAMENTO A SECO DO AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO AISI 420 C ENDURECIDO COM FERRAMENTA DE METAL-DURO

por

Guilherme Cortelini da Rosa
Mestre em Engenharia Mecânica

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de

Doutor em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. André João de Souza

Coorientador: Prof. Dr. Flávio José Lorini

Aprovada por:

Prof. Dr. Rolf Bertrand SchroeterPOSMEC / UFSC

Prof. Dr. Heraldo José de AmorimDEMEC / UFRGS

Profa. Dra. Cintia Cristiane Petry MazzaferroPROMECC / UFRGS

Prof. Dr. Jakson Manfredini Vassoler
Coordenador do PROMEC

Porto Alegre, 05 de Maio de 2017.

À Scheila

AGRADECIMENTOS

Ao professor orientador André João de Souza, pela sua dedicação, paciência, sinceridade e amizade.

Ao professor coorientador Flávio José Lorini, pela ajuda e pela disponibilidade.

Ao LAUS (Laboratório de Automação em Usinagem), pela disponibilidade de infraestrutura e suporte à realização do trabalho, aos seus integrantes e em especial ao Técnico Guilherme Vargas Schirmer, pelo auxílio nos experimentos e pela amizade construída.

Ao Sr. Luis Fernando Ramires (Temperatech), pela realização do tratamento térmico.

Às empresas Seco Tools (Sr. Fernando Borne Mattes) e Sandvik Coromant (Sr. Aldeci Vieira Santos) pela doação das ferramentas utilizadas.

Ao LAT-UFF (laboratório de Análise de Tensões), em especial, à professora Maria da Penha Cindra Fonseca, pelo auxílio na realização das análises das tensões residuais.

Ao LS&TC-UFRGS (Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas), em especial à professora Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro, pelo auxílio na realização das análises microestruturais.

Ao Me. Luiz Eduardo da Silva e ao LAMP-UPF (Laboratório de Materiais e Processos), pelo auxílio na realização das análises MEV/EDS.

Ao Centro Universitário Univates (UNIVATES), pela infraestrutura disponibilizada para a realização do trabalho.

À UFRGS (Universidade Federal do Rio Grande do Sul), ao PROMEC (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) e à CAPES (Comissão de Aperfeiçoamento de Pessoal do Nível Superior), pela bolsa de estudos concedida durante o doutorado.

À banca examinadora, pelo auxílio no desenvolvimento deste trabalho.

Aos meus pais, Niwton Soares da Rosa e Vera Cortelini da Rosa, pela educação e amor, e por serem meus exemplos.

A minha irmã Rossana Cortelini da Rosa, pelo seu carinho e apoio.

À minha esposa, Scheila Bender Cortelini, por acreditar em mim, por dividir sua vida e seus sonhos comigo e juntos termos construído este caminho.

RESUMO

O estudo de usinabilidade de um material é muito importante para a determinação das características de fabricação por usinagem. Este estudo se aplica ao aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido, usado na fabricação de peças de alta precisão, instrumentos cirúrgicos, eixos, turbinas e cutelaria. Deste modo, realizaram-se investigações utilizando corpos de prova endurecidos (têmpera e revenimento) com durezas de (48 ± 1) e (53 ± 2) HRC no torneamento a seco utilizando ferramentas de metal-duro classe ISO S com grãos extrafinos e revestimento PVD. Para estes corpos de prova variaram-se a velocidade de corte e o avanço e avaliaram-se as forças de usinagem e as tensões residuais geradas na peça. Para o material com 53 HRC, também foram analisadas a vida da ferramenta e a rugosidade. Na análise dos resultados obtidos para o material com 48 HRC, as tensões residuais tornaram-se menos compressivas (circunferencial) e mais trativas (axial) com o aumento do avanço. Além disso, os menores valores de tensão residual foram gerados utilizando menor avanço com maior velocidade de corte. Nos ensaios para o material a 53 HRC, o tempo de vida da ferramenta ficou entre 100 e 350 min para as condições ensaiadas. Os desgastes de flanco e entalhe foram evidenciados em todas as situações. O flanco da ferramenta também apresentou adesão de material da peça em todas as condições. Ao analisar os insertos em seu fim de vida, constatou-se que os mecanismos de desgastes predominantes foram a abrasão e o *attrition*. Nas condições mais severas, a superfície da ferramenta exibiu trincas mecânicas e a camada subsuperficial da peça apresentou modificações microestruturais. Os perfis e os parâmetros de rugosidade registrados foram afetados pelo desgaste ao longo da vida da ferramenta. Com relação às tensões residuais circunferenciais geradas com a ferramenta nova, estas foram, em sua maioria, tensões de compressão. Com a progressão do desgaste de flanco, houve um aumento dos valores das tensões (de compressivas para menos compressivas ou até mesmo trativas). Já para as tensões axiais, os valores mostraram a tendência de se manterem compressivos. Observou-se para os perfis de tensões analisados que as tensões residuais foram compressivas e dependeram da profundidade da camada subsuperficial. Portanto, dentro das condições estudadas, conclui-se que peças de AISI 420 C endurecido podem ser fabricadas por torneamento de acabamento com ferramentas de metal-duro, permitindo obter vida longa para a ferramenta de corte, baixos valores de rugosidade, bem como valores de tensão residual compressiva, que são dados de usinabilidade importantes para esse material.

Palavras-chave: Tensões residuais; Rugosidade; Torneamento; Aço inoxidável martensítico.

ABSTRACT

The study of the material's machinability is very important for the determination of important machining properties. This logic applies to hardened martensitic stainless steel AISI 420 C used in the manufacture of high precision parts, surgical instruments, shafts, turbines and cutlery. In this way, investigations were carried out using hardened workpieces (quenching and tempering) with hardness of (48 ± 1) and (53 ± 2) HRC in dry turning using ISO-S grade carbide tools with extra-fine grains and PVD coating. For these workpieces, the cutting speed and the feed rate were varied and the machining forces and the residual stresses generated in the part were evaluated. For the material with 53 HRC, the tool-life and the surface roughness were also analyzed. In the analysis of the results obtained for the material with 48 HRC, residual stresses become less compressive (circumferential direction) and more tensile (axial direction) with increasing feed-rate. Moreover, smaller values of residual stress were generated using lower feed-rate at higher cutting speed. In the tests for the material at 53 HRC, the tool-life was between 100 and 350 min for the conditions tested. Flank and notch wear were evidenced in all situations. The flank face of the tool also showed adhesion of the workpiece material under all cutting conditions. When analyzing the inserts at their end of life, it was verified that the main mechanisms of tool wear were abrasion and attrition. In addition, under the most severe cutting conditions, the flank face of the tool exhibited mechanical cracks and the subsurface layer of the workpieces presented microstructural modifications. The registered profiles and roughness parameters were affected by wear during the tool-life. With respect to the circumferential residual stresses generated with the fresh tool, these were mostly compressive stresses. With the progression of tool flank wear, there was an increase in the values of the residual stress (from compressive to less compressive or even tractive). For the axial residual stresses, the values showed a tendency to remain compressive. It was observed for the residual stress profiles analyzed that the residual stresses were compressive and depended on the depth of subsurface layer. Therefore, within the cutting conditions considered, it can be concluded that hardened martensitic stainless steel AISI 420 C parts can be manufactured by finishing turning with carbide tools, allowing long tool-life, low surface roughness values, as well as compressive residual stress values, which are important machinability information for this material.

Keywords: Residual stress, Surface roughness, Turning, Martensitic stainless steel.

ÍNDICE

1	INTRODUÇÃO.....	1
1.1	Objetivo Principal.....	3
1.2	Objetivos Secundários	3
1.3	Justificativas do Trabalho	3
1.4	Originalidade	4
1.5	Contribuições do Trabalho	4
1.6	Estrutura.....	5
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1	Aços Inoxidáveis	6
2.1.1	Torneamento de Aços Inoxidáveis	8
2.1.2	Aço inoxidável AISI 420 C	9
2.2	Torneamento de Materiais Endurecidos	11
2.2.1	Ferramentas de corte	13
2.2.2	Força de usinagem.....	30
2.3	Acabamento da Superfície Usinada.....	34
2.3.1	Textura	37
2.3.2	Integridade.....	40
3	MATERIAIS E MÉTODOS	48
3.1	Caracterização do Material	49
3.2	Caracterização da Ferramenta de Corte	50
3.3	Ensaio de Torneamento.....	51
3.4	Aquisição de Sinais de Força.....	53
3.4.1	Medição de Rugosidades.....	54
3.5	Medição de Desgastes da Ferramenta.....	55
3.6	Avaliação dos Mecanismos de Desgastes das Ferramentas	56
3.7	Análise de Tensões Residuais.....	56
3.8	Análise da Camada Branca.....	57
4	RESULTADOS	58
4.1	Etapa 1	58
4.1.1	Componentes da força de usinagem.....	58
4.1.2	Tensões residuais circunferencial e axial	61
4.1.3	Comentários finais e discussão.....	64
4.2	Etapa 2	65
4.2.1	Investigação sobre a vida da ferramenta de corte.....	65
4.2.2	Análise dos desgastes na ferramenta	68
4.2.3	Análise das componentes ortogonais da força de usinagem.....	73
4.2.4	Análise da rugosidade da superfície torneada	76
4.2.5	Análise das tensões residuais circunferencial e axial	80
4.2.6	Verificação da camada alterada na superfície torneada.....	87
4.2.7	Comentários finais e discussão.....	89
5	CONCLUSÕES.....	93
5.1	Etapa 1 – AISI 420 C com 48 HRC.....	93
5.2	Etapa 2 – AISI 420 C com 53 HRC.....	93

5.3	Sugestões para Trabalhos Futuros	95
-----	--	----

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	96
---	-----------

APÊNDICES	103
------------------------	------------

APÊNDICE A - Parâmetros Utilizados e Representações Gráficas do Método “ $\text{sen}^2\psi$ ”	103
---	-----

APÊNDICE B - Imagens obtidas da ferramenta de corte desgastada ($V_B = 0,2$ mm)	104
--	-----

APÊNDICE C - Imagens MEV do flanco da ferramenta desgastada ($V_B = 0,2$ mm).....	108
--	-----

APÊNDICE D - Valores mensurados das tensões residuais circunferencial e axial.....	114
--	-----

APÊNDICE E - Valores mensurados das tensões residuais em diferentes profundidades	115
--	-----

APÊNDICE F - Verificação da camada alterada na superfície torneada	116
--	-----

ANEXOS	118
---------------------	------------

ANEXO I - Métodos de medição das tensões residuais	118
--	-----

ANEXO II - Método ($\text{sen}^2\psi$) de medição por difração por Raio-X	118
---	-----

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Remoção mecânica da camada passiva e restauração da camada.....	6
Figura 2.2	Usinabilidade relativa dos aços inoxidáveis.	8
Figura 2.3	Comparação das características dos processos de torneamento duro e retificação.	12
Figura 2.4	Rugosidade versus tolerância ISO IT para o torneamento de materiais endurecidos.	14
Figura 2.5	Dureza a quente dos principais materiais de ferramentas aplicados no TME.....	14
Figura 2.6	Comparação entre os tamanhos de grãos de carboneto de tungstênio (WC): (a) fino ou extrafino; (b) médios a grossos.	15
Figura 2.7	Propriedades do metal-duro	16
Figura 2.8	Evolução dos materiais de revestimentos aplicados para as ferramentas de usinagem.....	17
Figura 2.9	Ângulos de uma ferramenta de corte: (a) α_o (folga), β_o (cunha) e γ_o (saída) (b) λ_o (inclinação) e (c) χ_r (posição), ϵ_r (ponta) e χ'_r (posição secundário).....	17
Figura 2.10	Perfil filetado deixado pela ferramenta na peça torneada.	18
Figura 2.11	Caracterização da aresta de corte arredondada.	19
Figura 2.12	Efeito do ângulo de saída efetivo na transição da macro para microgeometria da ferramenta.....	20
Figura 2.13	Desgaste na ferramenta de corte: (a) desgaste de flanco; (b) desgaste de cratera; (c) desgaste de entalhe.....	21
Figura 2.14	Desgaste na ferramenta de corte.	22
Figura 2.15	Representação esquemática dos quatro principais mecanismos de desgaste.	23
Figura 2.16	Mecanismos de desgaste das ferramentas de corte em função da temperatura..	25
Figura 2.17	Imagens registradas via MEV do desgaste das ferramentas de grãos ultrafinos e convencionais no torneamento do aço AISI H13 com 50 HRC.....	25
Figura 2.18	Mecanismos de desgaste presentes no torneamento do S410000 ($v_c = 100,15$ m/min, $f = 0,35$ m/min e $a_p = 1,00$ mm): (a) ponta da ferramenta; (b) detalhe da aresta e superfície de folga; (c) desgaste de entalhe; (d) superfície de saída.	26
Figura 2.19	Determinação da curva de vida da ferramenta: (a) curvas de desgaste em função do tempo de usinagem para diferentes velocidades de corte; (b) gráfico log-log da vida da ferramenta para um determinado VB_{max}	28

Figura 2.20	Vida da ferramenta de metal-duro com e sem fluido de corte.	29
Figura 2.21	Vida da ferramenta para os materiais A (S41000) e B (S41426).	30
Figura 2.22	Componentes da força de usinagem.	31
Figura 2.23	Dependência das componentes da força de usinagem: (a) velocidade de corte; (b) avanço e (c) profundidade de corte.	31
Figura 2.24	Torneamento do aço AISI 4340: (a) comportamento das forças F , F_c e F_p ; (b) influência da dureza do material no ângulo de cisalhamento.	33
Figura 2.25	Forças obtidas para o torneamento do Inconel 716 com diferentes classes de ferramentas.	34
Figura 2.26	Deformação plástica na usinagem.	35
Figura 2.27	Representação esquemática da superfície de um metal].	36
Figura 2.28	Desvios estruturais conforme a norma DIN 4760.	38
Figura 2.29	Camada branca formada no AISI 52100.	43
Figura 2.30	Perfis de tensão residual axial ($\sigma_{//}$) e circunferencial (σ_{\perp}) na usinagem do aço inoxidável AISI 316L.	44
Figura 2.31	Diferentes perfis de tensão residual para diferentes durezas do AISI 52100.	44
Figura 2.32	Diferentes perfis de tensão residual obtidos para ferramenta PCBN nova e desgastada.	45
Figura 2.33	Perfil das tensões residuais axial e circunferencial em função do avanço para as ferramentas desgastadas: (a) classe ISO S (120 m/min); (b) classe ISO H (40 m/min).	46
Figura 3.1	Fluxograma do método experimental.	48
Figura 3.2	Microestrutura do AISI 420 C: (a) sem tratamento térmico (220 HB); (b) endurecido a 48 HRC; (c) endurecido a 53 HRC (ampliação de 400x).	49
Figura 3.3	Insertos utilizados nos experimentos: (a) AISI 420 C endurecido a 48 HRC; (b) AISI 420 C endurecido a 53 HRC.	51
Figura 3.4	Torno CNC Mazak QTN 100-II.	51
Figura 3.5	Corpo de prova utilizado nos ensaios de torneamento com dureza de: (a) 48 HRC; (b) 53 HRC.	52
Figura 3.6	Estrutura experimental para aquisição de forças (LAUS/UFRGS)	53
Figura 3.7	Sistema de aquisição de sinais de força: (a) dinamômetro Kistler 9129A instalado no Torno CNC; (b) itens do sistema de monitoramento.	54

Figura 3.8 Equipamentos para medição de rugosidade e desgaste: (a) Rugosímetro portátil SJ-201; (b) Microscópio digital AM-413ZT.	55
Figura 3.9 Ferramenta TNMG nova: (a) flanco (folga); (b) ponta; (c) face (saída).....	55
Figura 3.10 Medição utilizando o analisador de tensão residual X-Stress 3000.....	56
Figura 3.11 Polimento eletrolítico para verificação do perfil da tensão residual.	57
Figura 3.12 Em: (a) corte das amostras; (b) embutimento; (c) microscópio Zeiss modelo Axio Lab.A1	57
Figura 4.1 Componentes ortogonais da força de usinagem.....	58
Figura 4.2 Força passiva: (a) efeitos principais; (b) interações.....	59
Figura 4.3 Força de corte: (a) efeitos principais; (b) interações.....	60
Figura 4.4 Força de avanço: (a) efeitos principais; (b) interações.....	60
Figura 4.5 Diagrama de Pareto para os efeitos sobre as forças: (a) F_p ; (b) F_c , (c) F_f	61
Figura 4.6 Tensão residual circunferencial e axial.....	62
Figura 4.7 Tensão residual circunferencial: (a) efeitos principais; (b) interações.....	62
Figura 4.8 Tensão residual axial: (a) efeitos principais; (b) interações.....	63
Figura 4.9 Diagrama de Pareto para os efeitos sobre as tensões residuais: (a) circunferencial; (b) axial.....	64
Figura 4.10 Evolução do desgaste de flanco (VB) em função do tempo de corte para diferentes combinações de parâmetros de corte.....	66
Figura 4.11 Curva de vida obtida para os ensaios realizados.....	66
Figura 4.12 Influência dos parâmetros de corte sobre a vida da ferramenta: (a) efeitos principais; (b) interações.....	67
Figura 4.13 Imagens do inserto por microscopia óptica usado para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta: (a) sem ataque químico; (b) após ataque químico.....	68
Figura 4.14 Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $v_c = 50$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) vista geral; (b) detalhe da superfície de folga; (c) adesão.....	69
Figura 4.15 Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) vista geral; (b) detalhe da superfície de folga; (c) adesão; (d) <i>attrition</i>	70
Figura 4.16 Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) vista geral; (b) detalhe da superfície de folga; (c) adesão e trincas mecânicas; (d) <i>attrition</i> e trincas mecânicas.....	71

Figura 4.17	Variação das componentes ortogonais da força de usinagem em função de v_c e f para diferentes valores de VB: (a) F_c (b) F_f e (c) F_p	73
Figura 4.18	Influência dos parâmetros na força F_p : (a) efeitos principais; (b) interações. ...	74
Figura 4.19	Influência dos parâmetros na força F_c : (a) efeitos principais; (b) interações.....	75
Figura 4.20	Influência dos parâmetros na força F_f : (a) efeitos principais; (b) interações.	76
Figura 4.21	Valores médios das forças em função de VB.....	76
Figura 4.22	Variação da rugosidade média R_a em função de VB e v_c	77
Figura 4.23	Variação da rugosidade média parcial R_z em função de VB e v_c	77
Figura 4.24	Variação da rugosidade total R_t em função de VB e v_c	77
Figura 4.25	Perfis de rugosidade para diferentes estados da ferramenta obtidos com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) nova (VB = 0); (b) desgastada (VB = 0,2 mm).	78
Figura 4.26	Perfis de rugosidade para diferentes estados da ferramenta obtidos com $v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta: (a) nova (VB = 0); (b) desgastada (VB = 0,2 mm).	79
Figura 4.27	Tensões residuais obtidas na direção de corte.....	80
Figura 4.28	Tensão residual circunferencial com variação de f e v_c para diferentes estados da ferramenta de corte.	81
Figura 4.29	Influência dos parâmetros de corte sobre a tensão residual circunferencial.	82
Figura 4.30	Tensões residuais obtidas na direção de avanço.	83
Figura 4.31	Tensão residual axial com variação de f e v_c para diferentes estados da ferramenta de corte.	84
Figura 4.32	Influência dos parâmetros de corte sobre a tensão residual axial.	84
Figura 4.33	Perfil da tensão residual circunferencial gerado para diferentes estados da ferramenta com $v_c = 50$ m/min: (a) $f = 0,08$ mm/volta; (b) $f = 0,12$ mm/volta.....	85
Figura 4.34	Perfil da tensão residual axial gerado para diferentes estados da ferramenta com $v_c = 50$ m/min: (a) $f = 0,08$ mm/volta; (b) $f = 0,12$ mm/volta.....	86
Figura 4.35	Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta.....	88
Figura A.1	Representações gráficas: (a) pico de difração; (b) 2θ versus $\sin 2\psi$	103
Figura A.2	Imagens do inserto sem ataque químico por microscopia óptica usado para $f = 0,08$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min	104
Figura A.3	Imagens do inserto sem ataque químico por microscopia óptica usado para $f = 0,10$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min; (c) $v_c = 70$ m/min.....	104

Figura A.4	Imagens do inserto sem ataque químico por microscopia óptica usado para $f = 0,12$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min	105
Figura A.5	Imagens do inserto após ataque químico (solução HCl) por microscopia óptica usado para $f = 0,08$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min ...	106
Figura A.6	Imagens do inserto após ataque químico (solução HCl) por microscopia óptica usado para $f = 0,10$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min; (c) $v_c = 70$ m/min....	106
Figura A.7	Imagens do inserto após ataque químico (solução HCl) por microscopia óptica usado para $f = 0,12$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min ...	107
Figura A.8	Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 50$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) <i>attrition</i>	108
Figura A.9	Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 60$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) <i>attrition</i>	109
Figura A.10	Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 70$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) trincas; (d) <i>attrition</i>	110
Figura A.11	Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 50$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) <i>attrition</i>	111
Figura A.12	Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 60$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) <i>attrition</i>	112
Figura A.13	Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 70$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) trincas; (d) <i>attrition</i>	113
Figura A.14	Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta.....	116
Figura A.15	Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta.....	117
Figura II.1	Espalhamento e difração de raios-X num arranjo cristalino	120
Figura II.2	Sistema de coordenadas polares	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Características dos tipos de aços inoxidáveis	7
Tabela 2.2	Composição Química do aço AISI 420 C	9
Tabela 2.3	Propriedades do AISI 420 C	10
Tabela 2.4	Classificação das ferramentas de metal-duro em função do tamanho dos grãos	15
Tabela 2.5	Principais parâmetros de rugosidade	39
Tabela 3.1	Composição Química do Aço AISI 420 C.	49
Tabela 4.1	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 50$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta).....	70
Tabela 4.2	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta).....	71
Tabela 4.3	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta).....	72
Tabela 4.4	Resumo dos mecanismos de desgastes e avarias observados na superfície de folga das ferramentas de corte.	72
Tabela A.1	Parâmetros utilizados na análise da tensão residual pelo X-Stress 3000.....	103
Tabela A.2	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 50$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta)...	108
Tabela A.3	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 60$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta)....	109
Tabela A.4	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta)....	110
Tabela A.5	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 50$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta)...	111
Tabela A.6	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 60$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta)....	112
Tabela A.7	EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta)....	113
Tabela A.8	Valores de tensão residual	114
Tabela A.9	Valores de tensão residual em diferentes profundidades para $v_c = 50$ m/min ..	115
Tabela II.1	Comparação das técnicas de medição das tensões residuais.....	119

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
Al ₂ O ₃	Óxido de alumínio
AlCrN	Nitreto de Cromo Alumínio
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i> (Instituto Americano de Ferro e Aço)
APC	Aresta postiça de corte
CBN	<i>Cubic Boron Nitride</i> (Nitreto de Boro Cúbico)
CVD	Deposição Química de Vapor
DIN	<i>Deutches Institut für Normung</i>
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva
HB	Dureza Brinell
HCl	Ácido Clorídrico
HIP	<i>High Ionization Pulsing</i> (Pulsção de Ionização Elevada)
HiPIMS	<i>High Power Impulse Magnetron Sputtering</i> (Pulverização Catódica com Impulsos de Alta Potência)
HRC	Dureza Rockwell – Escala C
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
IT	Classe de Tolerância
LAMEF	Laboratório de Metalurgia Física
LAT	Laboratório de Análise de Tensões
LAUS	Laboratório de Automação em Usinagem
LS&TC	Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	Norma Brasileira
RMS	<i>Root Mean Square</i>
TiAlN	Nitreto de Titânio Alumínio
TiC	Carboneto de Titânio
TiCN	Carbonitreto de Titânio
TiN	Nitreto de Titânio
TME	Torneamento de Materiais Endurecidos
PVD	Deposição Física de Vapor
PCVD	Nitreto de Boro Cúbico Policristalino
UFF	Universidade Federal Fluminense
UNISINOS	Universidade do Vale do Rio dos Sinos
UNIVATES	Centro Universitário Univates
XRD	<i>X-Ray Diffraction</i> (Difração por Raio-X)

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área da seção de corte [mm ²]
β_o	Ângulo de cunha [°]
a_p	Profundidade de corte [mm]
α_o	Ângulo de folga [°]
λ_o	Ângulo de inclinação [°]
γ_o	Ângulo de saída [°]
γ_{eff}	Ângulo de saída efetivo [°]
ϵ_r	Ângulo de ponta [°]
χ_r	Ângulo de posição [°]
χ'_r	Ângulo de posição secundário [°]
f	Avanço por volta [mm/volta]
θ	Ângulo de refração [°]
ψ	Ângulo azimutal [°]
λ	Comprimento da onda [adm]
μ	Coefficiente de Poisson [adm]
ϵ	Deformações principais [mm]
E	Módulo de elasticidade [GPa]
F_f	Força de avanço [N]
F_c	Força de corte [N]
F_p	Força passiva [N]
F	Força de usinagem [N]
K_s	Pressão específica de corte [N/mm ²]
KB	Largura da cratera [mm]
KM	Afastamento médio da cratera [mm]
KT	Profundidade da cratera [mm]
l_e	Comprimento de amostra [mm]
l_m	Comprimento de medição [mm]
r_ϵ	Raio de ponta [mm]
R_a	Rugosidade média [µm]
R_z	Rugosidade média parcial [µm]
R_t	Rugosidade total [µm]
R_y	Rugosidade máxima [µm]
T	Vida da ferramenta [min]
σ	Tensão [Mpa]
VB	Desgaste de flanco [mm]
VB _B	Desgaste de flanco médio [mm]
VB _c	Desgaste de flanco na ponta da ferramenta [mm]
VB _{max}	Desgaste de flanco máximo [mm]
v_c	Velocidade de corte [m/min]

1 INTRODUÇÃO

Tradicionalmente, quando o processo de fabricação é por usinagem, existe uma tendência natural em realizar o corte em ligas de aço ou ferros fundidos. No entanto, atualmente muitos outros materiais são encontrados em chão de fábrica, como aços inoxidáveis, ligas e superligas ferrosas e não ferrosas (p. ex. titânio) resistentes ao calor. Esses materiais apresentam características muito diferentes das ligas tradicionais e são bastante representativos no contexto de “materiais de difícil usinagem”. Assim, é comum que as empresas classifiquem a usinabilidade dos materiais de acordo com indicativos de usiná-los a um menor custo [De Vos, 2014]. Essa classificação permite identificar materiais que apresentem, por exemplo, problemas potenciais na formação do cavaco, na força de usinagem, no estado da ferramenta e na qualidade da superfície usinada da peça.

Embora a usinabilidade dependa das condições de usinagem (operação de corte, parâmetros de corte, características da ferramenta, condições de lubrificação-refrigeração, rigidez do sistema máquina-ferramenta-peça-dispositivo de fixação), ela é comumente conhecida como uma propriedade exclusiva do material. Assim, cinco propriedades básicas do material influenciam a usinabilidade: dureza/resistência mecânica, ductilidade, condutividade térmica, abrasividade e encruamento [Diniz et al., 2010].

Na usinagem de materiais dúcteis, a formação do cavaco é acompanhada por intensa deformação plástica na zona de cisalhamento primária, formando cavacos contínuos. Durante a usinagem de aços inoxidáveis, ligas e superligas ferrosas e não ferrosas resistentes ao calor, cavacos lamelares são formados (cavacos segmentados devido ao cisalhamento termoplástico). Tal fenômeno também é visualizado na usinagem de aços a altas velocidades de corte. Por fim, na usinagem de materiais frágeis, como as ligas de aço ou ferros fundidos endurecidos, é a fratura que governa a formação destes, podendo gerar cavacos cisalhados ou arrancados [Nakayama et al., 1988, König et al., 1993, Klocke, 2011, Boing, 2016a].

No torneamento dos aços inoxidáveis martensíticos, devido à presença de martensita e carbonetos de cromo (partículas duras e abrasivas), são necessários maiores esforços para realizar o corte [Diniz et al., 2010]. No caso dos materiais endurecidos, existe a tendência ao aumento das componentes da força de usinagem devido ao aumento da resistência mecânica do material (Tönshoff et al., 2000; Gunn, 1999). Ebrahimi e Moshksar, 2009, citam que no torneamento do aço AISI 1045 endurecido em baixas velocidades de corte maiores forças são obtidas devido à menor temperatura e a presença da aresta postiça de corte.

Aços com baixa condutividade térmica possuem dificuldade de extrair o calor da região de corte, o que facilita o desgaste da ferramenta, pois o calor que não propaga para o material ou para o cavaco fica concentrado na aresta de corte da ferramenta [Diniz et al., 2010; Korkut et al., 2004; Shao et al., 2007]. Sullivan e Cotterell, 2002, explicam que a baixa condutividade térmica aliada à alta ductilidade em temperaturas elevadas promove o amolecimento do material, que se deforma sem que ocorra a sua ruptura, produzindo cavacos longos, o que aumenta a área de contato e a adesão na ferramenta. Ebrahimi e Moshksar, 2009, citam que a adesão e os microlascamentos foram os mecanismos de desgaste atuantes durante o torneamento dos aços endurecidos AISI 1045 e AISI 5140, enquanto que em altas velocidades de corte a difusão e a fadiga térmica predominaram.

O acabamento da superfície usinada é subdividido em: alterações de textura (ondulações, marcas, falhas e rugosidade) e em alterações subsuperficiais ou de integridade que podem ser originadas de fatores mecânicos ou fatores metalúrgicos [Field et al., 1972; Machado et al., 2009; Shaw, 1986].

O nível de rugosidade para uma determinada aplicação precisa ser especificado para se obter um compromisso entre a funcionalidade do componente e o seu custo efetivo [Astakhov, 2010; Byrne et al., 2003]. Korkut et al., 2004, comentam que a menor rugosidade no aço inoxidável é obtida por meio de maiores valores de velocidade de corte (v_c), pois em baixas v_c a aresta postiça de corte se faz presente devido à alta ductilidade dos aços inoxidáveis levando a uma superfície com acabamento ruim. Sullivan e Cotterell, 2002, elucidam que isso acontece devido ao encruamento do material durante a usinagem. Shao et al., 2007, complementam, dizendo que o alto grau de encruamento do material contribui para uma maior abrasão e acelera o desgaste da ferramenta.

Byrne et al., 2003, explicam que no torneamento de materiais endurecidos os valores da tensão residual na superfície de um componente usinado são influenciados pelo atrito entre a ferramenta e a peça. Chow e Evans, 1999, citam que a integridade superficial de materiais endurecidos sofre grandes mudanças como a formação da camada branca quando as ferramentas já possuem certo nível de desgaste. Jang et al., 1996, estudaram as tensões residuais geradas no torneamento de aços inoxidáveis austeníticos em função da velocidade de corte (v_c), do avanço (f) e da profundidade de corte (a_p). Percebeu-se um aumento das tensões residuais geradas na direção de corte (tensões circunferenciais) com o incremento de v_c e uma diminuição com o aumento de a_p . Concluíram que as tensões residuais geradas nos aços inoxidáveis são formadas pela deformação causada pelo avanço (f) da ferramenta e pelo

efeito térmico localizado. Devido à baixa condutividade térmica do material, o efeito térmico é maior que em outros aços.

Nesse contexto se insere o trabalho e, com base nessas características de usinabilidade dos aços inoxidáveis atrelados aos aços endurecidos é que se dará o tema desta pesquisa.

1.1 Objetivo Principal

Avaliar a usinabilidade do aço inoxidável martensítico endurecido a 48 e 53 HRC no torneamento a seco com ferramentas de metal-duro quanto às forças de usinagem, aos desgastes e mecanismos de desgastes da ferramenta de corte e ao acabamento da superfície usinada (textura e integridade).

1.2 Objetivos Secundários

Para o AISI 420 C endurecido a 48 HRC:

- analisar a influência dos parâmetros de corte (v_c e f) nos valores de força tensão residual.

Para o AISI 420 C endurecido a 53 HRC:

- investigar a influência do desgaste da ferramenta de corte nos valores de forças e rugosidade (R_a , R_z e R_t);
- verificar o tempo de vida da ferramenta para diferentes condições de corte;
- avaliar o mecanismo de desgaste apresentado pela ferramenta de corte empregada;
- determinar o nível da tensão residual gerado na camada superficial da peça em função do desgaste da ferramenta;
- verificar o perfil da tensão residual gerado em função da vida da ferramenta para diferentes condições de corte;
- determinar a influência do desgaste da ferramenta na geração de alterações na camada subsuperficial do material.

1.3 Justificativas do Trabalho

Existem algumas considerações importantes que justificam a realização deste trabalho:

- a) A notoriedade alcançada pelo torneamento de materiais endurecidos com a evolução das máquinas operatrizes e das ferramentas de corte, permitindo substituir o processo de retificação na usinagem, reduzindo tempo e custo de produção.

- b) A influência do torneamento de peças endurecidas por tratamento térmico deve ser testada, já que durante a sua usinagem podem ocorrer danos a estrutura superficial da peça, o que pode gerar diversas consequências, como a diminuição da resistência à fadiga, da resistência à corrosão, etc.
- c) A avaliação de ferramentas de metal-duro classe ISO S composta por grãos de carboneto de tungstênio (WC) menores que 1 μm na usinagem do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido, relacionando o desgaste da ferramenta, a rugosidade, as componentes ortogonais da força e a tensão residual.
- d) A dificuldade de encontrar informação bibliográfica a respeito da influência dos parâmetros de usinagem sobre as tensões residuais geradas na superfície do aço inoxidável martensítico AISI 420 C quando em estado endurecido.
- e) A necessidade de incorporar informações sobre as tensões residuais que podem ser geradas com os processos de fabricação envolvidos para que exista um efetivo controle de qualidade dos componentes usinados em uma linha de produção.

1.4 Originalidade

Pela revisão da literatura realizada (trabalhos referenciados ou complementares), foi possível observar que grande parte dos estudos que utilizam aços inoxidáveis são referentes aos aços austeníticos e superduplex. Os estudos envolvendo aços inoxidáveis martensíticos encontrados (Noordin et al., 2007 e Noordin et al., 2012) verificam o tempo de vida da ferramenta e os mecanismos de desgaste em ferramentas de metal-duro (KC9110 e H12) gerado para um aço similar (AISI 420). Já estudos recentes, como os realizados por Diniz et al., 2016 e Corrêa et al., 2017, verificaram a vida da ferramenta de metal-duro (revestimento TiC/TiCN/TiN) e os mecanismos de desgaste na usinagem do aço inoxidável martensítico (S41000) e supermartensítico (S41426) sem tratamento térmico. A carência de informações sobre rugosidades, forças, desgastes, tensões residuais e tensões residuais ao longo do desgaste da ferramenta de metal-duro classe ISO-S no torneamento do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido destacam o presente trabalho.

1.5 Contribuições do Trabalho

Espera-se que os resultados contribuam fornecendo maiores informações e conclusões para serem utilizadas como base na fabricação por torneamento de componentes em aço inoxidável martensítico AISI 420 C no estado endurecido, com respeito a rugosidades, forças,

desgaste e tensões residuais e sobre a influência do desgaste da ferramenta nas componentes ortogonais da força e nas tensões residuais.

1.6 Estrutura

A tese foi dividida em sete partes abaixo descritas:

Capítulo 1: Introdução. Apresentação da proposta do trabalho de maneira sucinta, com diferentes abordagens do tema.

Capítulo 2: Revisão bibliográfica. De maneira lógica, são exibidos os aspectos de usinabilidade dos aços inoxidáveis e dos materiais endurecidos.

Capítulo 3: Materiais e métodos. Descrição da metodologia utilizada para atingir os objetivos propostos, dividida em: material com 48 HRC e material com 53 HRC.

Capítulo 4: Resultados. Neste capítulo são expostos os resultados levantados durante a pesquisa, seguindo o método descrito.

Capítulo 5: Conclusões. As principais conclusões que se pode chegar com a realização deste trabalho são apresentadas, bem como sugestões para trabalhos futuros.

Referências: Lista as bibliografias que foram citadas ao longo do trabalho bem como revisão do referencial teórico.

Pós-texto: São apresentados os apêndices contendo os dados referentes aos parâmetros utilizados para medição das tensões residuais, as imagens referentes aos desgastes obtidos nas ferramentas e valores obtidos nas medições das tensões residuais; e os anexos contendo informações referentes aos métodos de medição das tensões residuais, bem como o método por difração de raios-X (método $\text{sen}^2 \psi$).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Uma revisão sobre os temas relevantes ao desenvolvimento do trabalho é apresentada, abordando aspectos importantes à compreensão do tema. Esses aspectos incluem conhecimentos relativos aos aços inoxidáveis, ao torneamento de materiais endurecidos (geometrias, desgastes e vida de ferramentas de corte; forças de usinagem) e acabamento da superfície usinada (textura e integridade).

2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas de ferro (Fe) contendo no mínimo 12% de cromo (Cr) juntamente com a adição de outros elementos químicos como, por exemplo, o níquel (Ni) e o molibdênio (Mo).

O percentual de cromo (Cr) nas ligas comercializadas varia de 12 a 28%. No caso, quanto maior esse percentual, maior será a resistência à corrosão, pois possibilita a formação de uma camada muito fina de óxido (principalmente óxido e hidróxido de cromo) em sua superfície (filme passivo) que protege o material (Fig. 2.1)¹. Além do Cr, nenhum outro elemento por si só confere propriedades de “inoxidável” ao aço. O níquel (Ni) favorece a formação e a estabilização da estrutura austenítica; em combinação com Cr cria um alto grau de resistência ao ataque de elementos químicos redutores que prejudicam a camada de óxido de cromo. Já o molibdênio (Mo) melhora as condições de resistência a altas temperaturas, estabiliza a condição de passivação em presença de cloretos e aumenta a resistência à corrosão localizada (*pitting*) [Gentil, 1996].

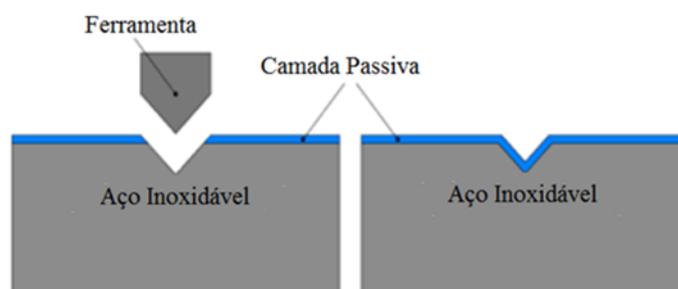


Figura 2.1 – Remoção mecânica da camada passiva e restauração da camada [Boniardi e Casaroli, 2014].

¹ Uma propriedade muito importante desse tipo de filme passivo é que quando essa camada é removida, espontaneamente é formada uma nova camada restaurando a proteção contra a ação corrosiva.

Por tudo que foi mencionado, a principal característica dos aços inoxidáveis é a resistência à corrosão em ambientes agressivos (água do mar, soluções ácidas e básicas, ambientes industriais); outras características são a resistência à oxidação em altas temperaturas e a resistência à corrosão química. Assim, os campos principais de aplicação são: na indústria química, petrolífera e de gêneros alimentícios; nos setores farmacêutico, biomédico, de transporte; das estruturas *off-shore*; de eletrodomésticos, da construção civil e do mobiliário urbano [Boniardi e Casaroli, 2014].

Os aços inoxidáveis são agrupados basicamente em quatro classes em função dos teores de cromo (Cr) e níquel (Ni): martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex. A Tabela 2.1 mostra a relação entre estrutura, composição química, temperabilidade e magnetismo dos aços inoxidáveis [Atlas Steels, 2013; Sandvik, 2014].

Tabela 2.1 – Características dos tipos de aços inoxidáveis.

Tipo de aço inoxidável	Faixa de composição				Temperável	Magnético	Estrutura em temperatura ambiente
	%C	%Cr	%Ni	%Mo			
Ferríticos	≤ 0,25	10,5 ~ 26	< 3	-	Não	Sim	Ferrítica
Martensíticos	0,1 ~ 1	12 ~ 18	< 2,5	-	Sim	Sim	Martensítica*
Austeníticos	≤ 0,1	16 ~ 26	7 ~ 20	-	Não	Não	Austenítica ²
Duplex	≤ 0,1	19 ~ 27	4 ~ 7	3 ~ 4	Não	Sim	Austenítica e ferrítica

*após têmpera

A usinabilidade de um aço inoxidável depende dos elementos de liga, do tratamento térmico e do processo de fabricação ao qual o material é submetido. De maneira geral, produzem cavacos longos (fita), geram altas forças de usinagem, deformam a superfície (pode endurecer devido a isso) e podem formar aresta postiça de corte na ferramenta. A Figura 2.2 ilustra a usinabilidade relativa em função do tipo de aço inoxidável [Sandvik, 2014].

Em geral, a usinabilidade dos aços inoxidáveis é inferior a dos aços comuns, mas isso não significa que os aços ferríticos ou martensíticos sejam difíceis de usar. No caso, os menores teores de elementos de liga fazem com que esses aços possuam as melhores usinabilidades dentre os aços inoxidáveis. Além disso, pode-se afirmar que a usinabilidade piora à medida que esse teor aumenta (como nos aços inoxidáveis austeníticos e duplex). Tal

² Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam alta resistência à corrosão aquosa e atmosférica, pois possuem estrutura austenítica devido ao efeito da austenitização predominante pelo níquel que se sobrepõe à ação do cromo (ferritização).

dificuldade se dá principalmente devido à alta taxa de encruamento e à baixa condutividade térmica dos materiais [Infomet, 2017]. Entretanto, os martensíticos permitem um aumento de dureza através de tratamento térmico. Isso, conforme Diniz et al., 2010, gera maiores esforços de corte devido à presença de martensita e de carbonetos de cromo (Cr_3C_2).

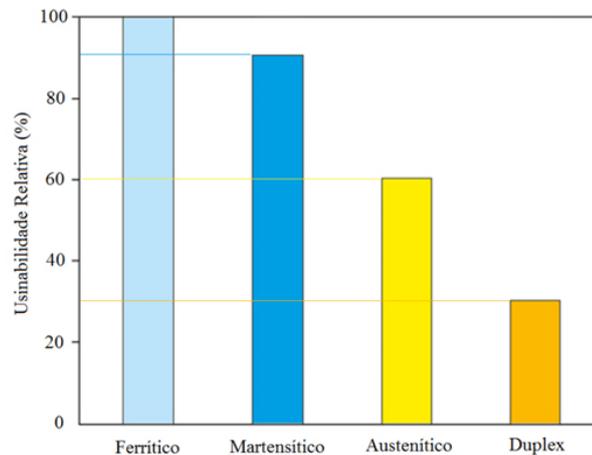


Figura 2.2 – Usinabilidade relativa dos aços inoxidáveis [Sandvik, 2014].

2.1.1 Torneamento de Aços Inoxidáveis

De acordo com Payling, 2016, a demanda global de produtos de aço inoxidável quase dobrou nos últimos 20 anos, segundo o Fórum Internacional de Aço Inoxidável (*International Stainless Steel Forum - ISSF*). Em 2014, quase 42 milhões de toneladas de aço inoxidável foram produzidas no mundo, um aumento de 70% desde 2005 (24 milhões de toneladas).

O aumento no consumo e na produção do aço inoxidável coincidiu com avanços e novos desenvolvimentos na indústria de ferramentas de corte. Devido ao complexo processo de usinagem, fabricantes de ferramentas investiram tempo e recursos para encontrar novos meios de enfrentar os numerosos desafios desta aplicação. Isso inclui mudanças no design das ferramentas, novas geometrias, refrigeração melhorada e desenvolvimento de coberturas mais resistentes para melhorar o desempenho e a vida útil da mesma [Payling, 2016].

Diniz et al., 2010, explicam que os aços inoxidáveis apresentam características de usinagem que variam para cada tipo. Os austeníticos formam cavacos longos com tendência ao empastamento na face da ferramenta (alta taxa de encruamento), podendo gerar adesão de material da peça na aresta de corte da ferramenta. Os martensíticos, por apresentarem maior teor de carbono dentre os aços inoxidáveis, tendem a formar partículas duras de carboneto de cromo (Cr_3C_2), o que gera abrasividade, aumentando o desgaste da ferramenta; quando tratados termicamente, apresentam alta dureza, exigindo maior esforço no corte do material.

Outros fatores como a baixa condutividade térmica (dificulta a retirada de calor da região de corte e estimula o desgaste da ferramenta), alto coeficiente de atrito (aumenta o esforço e o calor gerado) e alto coeficiente de dilatação térmica (dificulta o controle de tolerâncias apertadas) dificultam a usinagem dos aços inoxidáveis.

No que se refere às forças de corte, os aços inoxidáveis apresentam maiores valores, quando comparados com os aços-carbono. Os cavacos, de maneira geral, são lamelares e ainda contínuos na maioria dos tipos [Machado et al., 2009]

Machado et al., 2009, sugerem que ao tornear aços inoxidáveis trabalhados a frio, deve-se utilizar uma profundidade de corte que ultrapasse a camada encruada, evitando um desgaste de flanco excessivo na ferramenta; por outro lado, isto aumenta a chance de ocorrer entalhe. Citam também que a presença de titânio (Ti) nesses aços aumenta a sua abrasividade, pois forma carbonetos (TiC) e carbonitreto (TiCN), tornando-os mais difíceis de usar.

Portanto, a utilização de fluido de corte em abundância pode remover o calor da zona de corte, auxiliar na quebra dos cavacos e melhorar a estabilidade dimensional da peça.

Entretanto, ferramentas de metal-duro com substâncias e revestimentos de alta condutividade térmica [classe ISO M com cobertura de nitreto de titânio-alumínio (TiAlN)] são adequadas para tornear aços inoxidáveis a seco enquanto mantém sua dureza em altas temperaturas. Quanto à geometria, são recomendados aresta de corte afiada, ângulos de saída e inclinação positivos (minimizar o encruamento do cavaco) e raio de ponta pequeno (reduzir vibrações) [Payling, 2016].

2.1.2 Aço inoxidável AISI 420 C

O AISI 420 C (ABNT 420 C, DIN 1.4034, X46Cr13) é um aço ligado ao cromo, inoxidável, temperável, magnético e com alta resistência mecânica até a temperatura de 400 °C e boa resistência à oxidação até a temperatura de 610 °C, no estado temperado e revenido, pode alcançar dureza de até 55 HRC. Não apresenta boa conformabilidade a frio, sendo necessário um preaquecimento entre 200 e 400 °C. Deve-se evitar revenimento na faixa de temperatura entre 425 e 525 °C, onde ocorre a fragilização do material [Favorit, 2012]. A Tabela 2.2 mostra sua composição química.

Tabela 2.2 – Composição Química do aço AISI 420 C [Favorit, 2012].

Elemento	C	Cr	Si (máx)	Mn (máx)	P (máx)	S (máx)
Massa [%]	0,30 ~ 0,42	12,0 ~ 14,5	1,00	1,00	0,04	0,03

Além das funções do cromo, o silício (Si) dissolve na ferrita, atuando como elemento endurecedor. O manganês (Mn) é utilizado para reduzir óxidos, evitar a fragilização a quente ocasionada pelo sulfeto de ferro (FeS), aumentar a temperabilidade e reduzir a temperatura de austenitização. O fósforo (P) aumenta o limite de resistência e reduz a ductilidade. O enxofre (S) reduz a ductilidade e a tenacidade do material [Boniardi e Casaroli, 2014].

Dentre os aços inoxidáveis, os martensíticos apresentam a menor resistência à corrosão e sua aplicação é limitada a ambientes pouco agressivos. Assim, o AISI 420 C é um material ideal para a fabricação de peças de alta precisão, instrumentos cirúrgicos e dentários, eixos, discos de freio, turbinas e em cutelaria [Boniardi e Casaroli, 2014].

As propriedades físicas e mecânicas do aço inoxidável AISI 420 C dependem, assim como em outros materiais, do tratamento térmico aplicado. No estado recozido, apresenta valores de dureza entre 160 e 250 HB; quando temperado e revenido (possui a sua mais alta resistência à corrosão) pode ter dureza na faixa de 48 a 55 HRC. As propriedades físicas deste material podem ser verificadas na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Propriedades do AISI 420 C [Boniardi e Casaroli, 2014].

Densidade	Calor específico a 20 °C	Resistência elétrica a 20 °C	Condutividade térmica	Módulo de elasticidade
7,7 kg/dm ³	460 J/kg·K	0,55 W·mm ² /m	30 W/m·K	215 GPa

Segundo Tylek e Kuchta, 2014, a condutividade térmica do aço inoxidável é menor que a do aço ao carbono (em torno de 53 W/m·K) devido ao maior teor de cromo do primeiro.

Como o aço inoxidável AISI 420 C pode ser tratado termicamente em função de seu maior teor de carbono, isso pode ser aplicado em situações onde sejam necessárias dureza, resistência ao desgaste e resistência à corrosão (facilita a formação de Cr₃C₂).

Tratamento térmico do AISI 420 C

O processo de endurecimento (têmpera em óleo) ocorre devido ao aquecimento acima da temperatura crítica (de 950 e 1150 °C). Em altas temperaturas, esse aço inoxidável tem a transformação de sua microestrutura em austenita e carbonetos; com o resfriamento (em ar), a microestrutura se torna martensítica juntamente com carbonetos. O processo de revenimento é realizado em baixas temperaturas (150 a 400 °C já que valores maiores podem reduzir significativamente a resistência à corrosão) para reduzir a fragilidade da martensita completamente temperada e para reduzir a tensão residual gerada durante a têmpera (alívio de

tensões). Devido ao revenimento, a máxima dureza é obtida, juntamente com a maior resistência ao desgaste e maior resistência à corrosão [Boniardi e Casaroli, 2014].

2.2 Torneamento de Materiais Endurecidos

Grande parte das peças utilizadas em elementos mecânicos necessita de tratamento térmico para melhorar suas propriedades mecânicas. Algumas dessas peças também precisam ser usinadas após o tratamento para garantir características como bom acabamento superficial, baixa rugosidade, precisão dimensional e precisão geométrica.

O torneamento de materiais endurecidos TME (também denominado “torneamento duro”) envolve a usinagem de materiais com dureza superior a 45 HRC, onde as pressões específicas de corte são altas (podendo gerar ou não altas forças de corte dependendo dos parâmetros de corte utilizados) e é necessária a aplicação de uma ferramenta com alta dureza e resistência a altas temperaturas.

Em fabricação por usinagem, qualquer aumento na produtividade e diminuição dos custos envolvidos no processo é bem-vindo. Desse modo, com o torneamento duro, elimina-se o risco de geração de distorções durante a etapa de tratamento térmico e retrabalho, e o controle da integridade da peça usinada torna-se mais fácil em comparação à retificação.

No caso, a retificação necessita de um montante muito grande de energia por unidade de volume de material removido. A maior parte dessa energia é convertida em calor, que por sua vez, fica concentrado nas camadas superficiais do material. Isso tem como resultado um rápido aumento de temperatura na camada subsuperficial da peça, o que depende dos parâmetros utilizados (tipo de fluido refrigerante, método de refrigeração, tipo de rebolo, velocidade de corte e profundidade de corte) [Diniz et al., 2010]. Assim, para garantir o acabamento requerido, a peça na condição recozida é previamente usinada até obter geometria e dimensões próximas à final. Depois, a peça é tratada termicamente (têmpera e revenimento) para só então ser retificada e alcançar as tolerâncias requeridas. Já no TME, a peça é usinada diretamente após o tratamento térmico, eliminando uma etapa do processo [Lima, 2001].

Klocke et al., 2005, discutiram os resultados de pesquisas e de aplicações industriais do TME em comparação à retificação. Os resultados estão sintetizados na Figura 2.3. Boing, 2016, cita que nos requisitos de confiabilidade do processo, qualidade da superfície, precisão de forma/dimensões e geração de tensões residuais de tração, o processo de retificação foi avaliado como de melhor desempenho. Desse modo, torna-se claro que as questões relativas à integridade da superfície são as principais restrições do torneamento duro e, conseqüentemente, os principais pontos motivadores para aprimoramento da técnica.

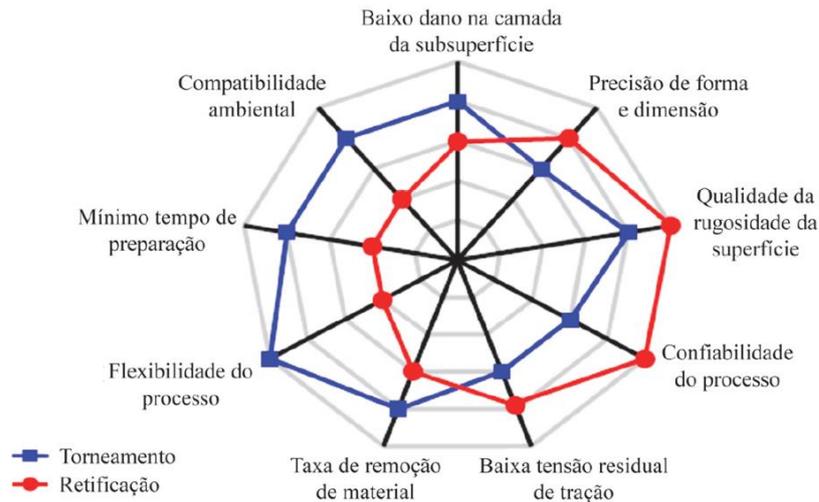


Figura 2.3 – Comparação das características dos processos de torneamento duro e retificação [Klocke et al., 2005].

Astakhov, 2011, complementa com outras desvantagens do processo de torneamento duro em relação ao de retificação: alteração da forma geométrica da ferramenta durante o processo e o conseqüente impacto no acabamento da superfície usinada; o custo da ferramenta por peça é expressivamente maior; a relação comprimento/diâmetro (L/D) da peça não deve ser superior a quatro (4); peças de pequeno diâmetro associadas à elevada pressão específica de corte frequentemente induzem a vibrações na superfície usinada; em alguns casos, a geometria do componente não é adequada ao processo; a aplicação ou não de meios lubrificantes é alvo de questionamentos.

Outro ponto crítico no torneamento duro é a rigidez da máquina-ferramenta, pois está intimamente relacionada ao nível de tolerância padrão ISO IT. Assim, para o TME de alta precisão, a máquina-ferramenta deve possuir bases de cimento polimérico e eixo-árvore com transmissão direta de movimento e mancais hidrostáticos. Além disso, o sistema deve minimizar todas as saliências, extensões de ferramentas e peças, bem como eliminar os calços e espaçadores [Astakhov, 2011; Bruni et al., 2008].

Nakayama et al., 1988 e Astakhov, 2011, mencionam a importância da discussão dos fenômenos físicos e mecânicos envolvidos no torneamento duro, tanto para a compreensão científica dos fenômenos como para a aplicação industrial. Os autores comentam que o TME é muito diferente do convencional, na qual muitos dos conhecimentos teóricos clássicos não podem ser aplicados. Basicamente, essa diferença está relacionada aos mecanismos de formação de cavacos e ao comportamento das componentes da força de usinagem.

Boing, 2016 explica que em materiais não endurecidos, o principal mecanismo de formação de cavacos é o cisalhamento seguido da deformação plástica. Em materiais com dureza elevada (próxima a 60 HRC), há o predomínio da nucleação e propagação da trinca (fratura), seguido de elevada deformação plástica nos segmentos entre lamelas. Já na região de transição entre cavacos contínuos e segmentados (dentes de serra), não se pode descartar a presença de outro mecanismo, como o cisalhamento adiabático. Além disso, materiais com diferentes microestruturas (como o AISI 420 C endurecido) podem ter diferentes regiões de transição em função da fragilidade gerada pela presença de carbonetos (ex. Cr_3C_2) e demais propriedades específicas de cada classe de material.

Diniz et al., 2010, mencionam que a escolha da ferramenta de corte mais apropriada para a usinagem de um material (no caso, o torneamento duro do AISI 420 C tratado termicamente) em uma máquina-ferramenta em condições adequadas de operação depende basicamente do material e da geometria da mesma, das condições de corte e do custo.

2.2.1 Ferramentas de corte

Geralmente, uma maior dureza a quente da ferramenta leva a uma maior resistência ao desgaste, porém diminui a tenacidade (resistência ao choque). Assim, dependendo das condições de corte e das propriedades da peça usinada, diferentes combinações de dureza e resistência ao choque são requeridas.

Boing, 2016a, cita que diversas pesquisas evidenciam a aplicação de ferramentas de PCBN³ e cerâmica no torneamento duro em diferentes tipos de materiais aplicados na indústria, tais como aços de construção mecânica (AISI 4340), aços para rolamentos (AISI 52100), aços-ferramentas (AISI D2) e ferros fundidos brancos. Em tais materiais, o torneamento duro de alta precisão, realizado em condições específicas, é capaz de atingir valores de rugosidade total (R_t) em torno de 1 μm e tolerância padrão ISO IT3 [Byrne et al., 2003], conforme a Figura 2.4. A capacidade de obtenção de alta precisão no processo de torneamento duro baseia-se na aplicação de ferramentas de PCBN e cerâmica. Apesar dessas ferramentas possuírem ótimo desempenho na operação específica, o processo de fabricação das mesmas ainda é dispendioso, limitando sua gama de aplicações [Boing, 2016].

³ Ferramenta de PCBN é um compósito formado de grãos de nitreto cúbico de boro (CBN) em uma matriz ligante (cerâmica ou metálica), classificado como material contendo alto e baixo teor de CBN. Ferramentas com alto teor CBN contêm aproximadamente 80-95% de CBN, com um ligante do tipo metálico e ferramentas com baixo teor podem conter de 40-70% de CBN, a maioria com matriz ligante à base de cerâmica. Quanto às suas propriedades, apresentam alta dureza e alta resistência à compressão, à flexão e ao desgaste, boa estabilidade química e boa resistência ao choque térmico [Klocke, 2011].

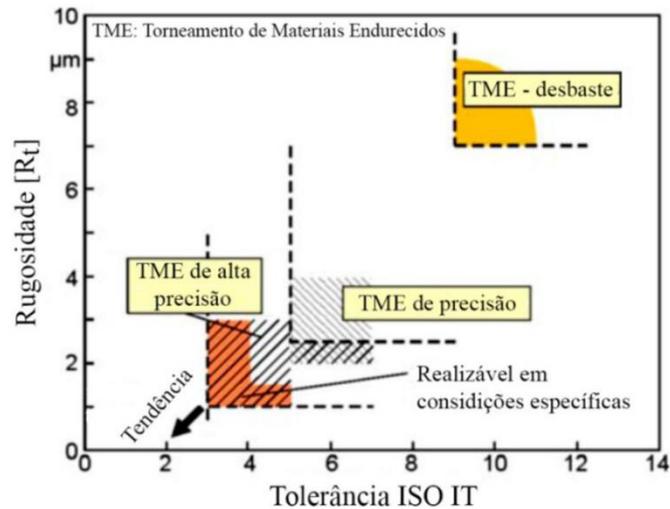


Figura 2.4 – Rugosidade versus tolerância ISO IT para o torneamento de materiais endurecidos [Byrne et al., 2003].

As ferramentas de metal-duro são responsáveis por 70% do mercado de ferramentas para usinagem. Porém, não são largamente utilizadas no TME. Apresentam a menor dureza a quente (o valor decai significativamente a partir dos 600 °C, Fig. 2.5) e a maior resistência ao choque dentre os materiais normalmente utilizados. Já as ferramentas de PCBN (nitreto de boro cúbico policristalino) são aplicadas nos casos em que o metal-duro não apresenta a dureza a quente necessária em altas velocidades de corte e a ferramenta cerâmica não oferece a resistência adequada a choques. Sua principal vantagem é a dureza estável em altas temperaturas (± 1800 HV a 1000 °C) e a baixa solubilidade com os aços [Klocke, 2011].

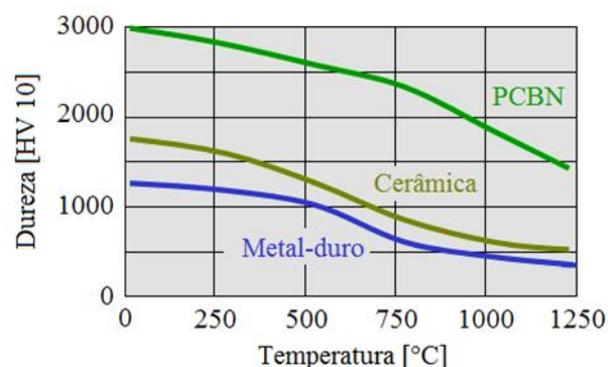


Figura 2.5 – Dureza a quente dos principais materiais de ferramentas aplicados no TME [Klocke, 2011].

Noordin et al, 2012, verificaram que a ferramenta de metal-duro revestido resistiu ao torneamento duro, mas não foi capaz de realizar de maneira eficaz a operação de corte utilizando altas velocidades de corte devido à baixa dureza a quente do material.

Todavia, o desenvolvimento de ferramentas de metal-duro com grãos de carboneto de tungstênio (WC) menores que $1\ \mu\text{m}$ (Fig. 2.6a) garante a essas ferramentas maiores valores de dureza a quente, resistência da cunha de corte e tenacidade, além de menor tendência à aderência em comparação às ferramentas com grãos em tamanhos convencionais (Fig. 2.6b).

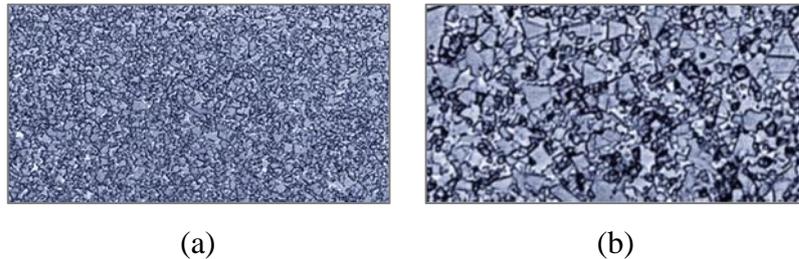


Figura 2.6 – Comparação entre os tamanhos de grãos de carboneto de tungstênio (WC): (a) fino ou extrafino; (b) médios a grossos [Sandvik Coromant, 2015].

Em teoria, essas propriedades garantem que ferramentas de metal-duro com grãos de WC extra e ultrafinos (Tab. 2.4) possam ser aplicadas em torneamento duro, desde que possibilitem a geração de padrões de tolerâncias compatíveis com ferramentas de PCBN e cerâmicas [Klocke e König, 2008; Fang et al., 2009; Chinchankar e Choudhury, 2013].

Tabela 2.4 – Classificação das ferramentas de metal-duro em função do tamanho dos grãos de WC [Sandvik, 2015, apud Boing, 2016a].

Classificação	Tamanho médio do grão [μm]
Ultrafino	$<0,5\ \mu\text{m}$
Extrafino	$0,5 - 0,9\ \mu\text{m}$
Fino	$1,0 - 1,3\ \mu\text{m}$
Médio	$1,4 - 2,0\ \mu\text{m}$
Médio grosseiro	$2,1 - 3,4\ \mu\text{m}$
Grosseiro	$3,5 - 5,5\ \mu\text{m}$
Extra grosseiro	$>5,5\ \mu\text{m}$

A Figura 2.7 mostra algumas propriedades do metal-duro comparando o tamanho do grão de carboneto e a porcentagem em peso de cobalto (aglomerante). Observa-se que quanto menor o tamanho do grão e menor a porcentagem de Co, maior a dureza a quente das ferramentas. Quanto menor o tamanho de grão, maior a condutividade térmica e maior resistência a microlascamentos da aresta de corte.

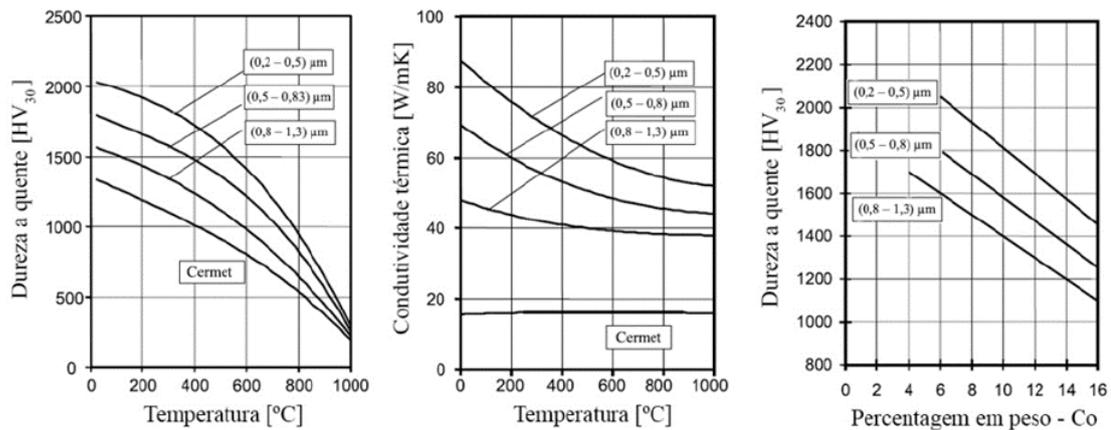


Figura 2.7 – Propriedades do metal-duro [Gille et al., 2002].

Ferramentas de metal-duro com grãos menores que 1 μm são utilizadas para aplicações em que sua alta resistência a microlascamentos e alta dureza a quente apresentem vantagem na usinagem de aços inoxidáveis, superligas resistentes ao calor e ligas de titânio. A desvantagem é que possuem maior tendência a falhar por craterização que outras ferramentas.

Apesar de apresentarem características compatíveis, Boing, 2016a, menciona que as restrições das ferramentas de metal-duro ao seu emprego em torneamento duro estão relacionadas com as propriedades do material usinado (dureza elevada, resistência mecânica e componentes microestruturais) que impõem limitações às condições de corte empregadas e, conseqüentemente, influenciam o rendimento do processo. Entretanto, a associação do substrato das ferramentas de metal-duro com revestimentos específicos pode incrementar as propriedades das mesmas e viabilizar o torneamento duro.

Historicamente, a aplicação de revestimento promove maior resistência ao desgaste da ferramenta (maior tempo de vida) e benefícios em relação a custos do processo. Os materiais comumente depositados em ferramentas de corte são compostos refratários binários ou ternários tais como: TiN (nitreto de titânio), TiC (carboneto de titânico), TiCN (carbonitreto de titânio) e Al₂O₃ (óxido de alumínio), aplicados em camadas simples ou múltiplas, e produzindo aumento no tempo de vida da ferramenta [Bunshah, 2001; Upadhyaya, 1998]. A Figura 2.8 mostra a evolução dos revestimentos para ferramentas de corte em usinagem.

A partir da década de 1990, tem-se o grande desenvolvimento dos revestimentos pela técnica PVD⁴. Isso viabilizou atuar em temperaturas mais baixas em comparação à técnica

⁴ O revestimento por Deposição Física de Vapor (PVD) é formado em temperaturas relativamente baixas (de 400 a 600 °C). O processo envolve a evaporação de um metal que reage, por exemplo, com nitrogênio para formar uma cobertura de nitreto dura na superfície da ferramenta de corte. Agregam resistência ao desgaste (devido a sua dureza) e tenacidade (resistência contra trincas térmicas) ao metal-duro [Sandvik Coromant, 2015].

CVD⁵, evitando problemas com a perda de tenacidade do substrato. Permitiu também o desenvolvimento de novas técnicas de deposição PVD⁶, as quais permitiram a formação das estruturas com nano e multicamadas nos revestimentos, além da possibilidade de deposição de outros elementos, como o AlCrN (Nitreto de Cromo Alumínio) [Bouzakis et al., 2012].

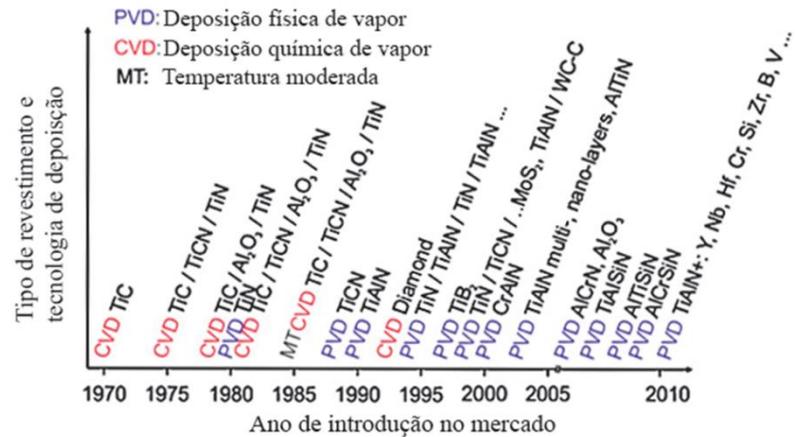


Figura 2.8 – Evolução dos materiais de revestimentos aplicados para as ferramentas de usinagem [Bouzakis et al., 2012].

Considerações sobre a geometria da ferramenta de metal-duro

Diferentes geometrias de ferramenta de corte podem ser especificadas dependendo dos materiais da ferramenta e da peça, da geometria da peça e das condições de corte. Os principais ângulos de uma ferramenta para torneamento estão apresentados na Figura 2.9.

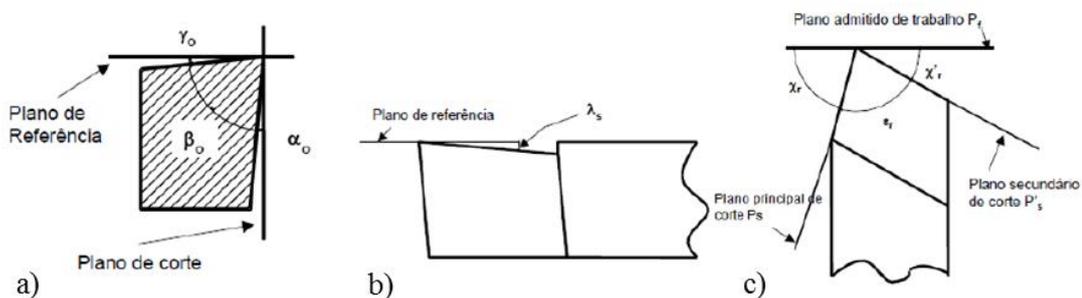


Figura 2.9 – Ângulos de uma ferramenta de corte: (a) α_0 (folga), β_0 (cunha) e γ_0 (saída) (b) λ_0 (inclinação) e (c) χ_r (posição), ϵ_r (ponta) e χ'_r (posição secundário) [Ferraresi, 2011].

⁵ O revestimento por Deposição Química de Vapor (CVD) é gerado por reações químicas a temperaturas de 700 a 1050 °C. Possuem alta resistência ao desgaste e excelente adesão ao metal-duro [Sandvik Coromant, 2015].

⁶ Exemplos: pulsação de ionização elevada (HIP – *High Ionization Pulsing*) e pulverização catódica com impulsos de alta potência (HiPIMS – *High Power Impulse Magnetron Sputtering*) [Bouzakis et al., 2012].

O ângulo de folga (α_o) tem a função de evitar o atrito entre a peça e a ferramenta. Assim, a marca de desgaste de flanco é consideravelmente influenciada por esse ângulo. Já o ângulo de cunha (β_o) é responsável pelo corte do material e propicia resistência mecânica à ferramenta e dissipação do calor.

O ângulo de saída (γ_o) influencia a formação do cavaco, a força e a potência de corte. No caso, quanto maior for γ_o , menor será o trabalho de dobramento do cavaco. Assim, emprega-se valor negativo de γ_o para usinagem de materiais duros (pois a cunha necessita maior resistência mecânica, pois $\alpha_o + \beta_o + \gamma_o = 90^\circ$).

O ângulo de inclinação (λ_o) controla a direção de saída do cavaco e protege a aresta de corte contra impactos. Uma diminuição do ângulo λ_o aumenta a estabilidade da aresta; entretanto, aumenta a força passiva e direciona o cavaco para a superfície já usinada (o que pode eventualmente prejudicar o acabamento).

O ângulo de posição (χ_r) distribui as tensões de corte, influencia na geometria do cavaco e afeta a intensidade das forças de avanço e passiva. Noordin et al., 2007, estudaram a influência do ângulo de posição ($\chi_r = 95^\circ, 93^\circ$ e 90°) na usinagem de um aço inoxidável martensítico (44 ± 1 HRC) utilizando ferramentas de Cermet e metal-duro revestidas com TiCN. Concluíram para ambas as ferramentas que quanto maior χ_r , maior a vida da ferramenta, pois segundo Mitsubishi, 2017, com o mesmo avanço (f), o comprimento de contato do cavaco na aresta aumenta e a espessura do cavaco (h) diminui. Com isso, a força de usinagem é distribuída em uma aresta mais longa e a vida da ferramenta é prolongada.

O ângulo de ponta (ϵ_r) garante boa estabilidade da ferramenta e dissipação do calor. Com relação à ponta da ferramenta (aresta e cunha), seu formato é responsável pela topografia da superfície. Segundo Farias, 2009, a topografia é representada por um perfil filetado que se repete na mesma frequência que o avanço f [mm/volta], conforme mostra a Figura 2.10.

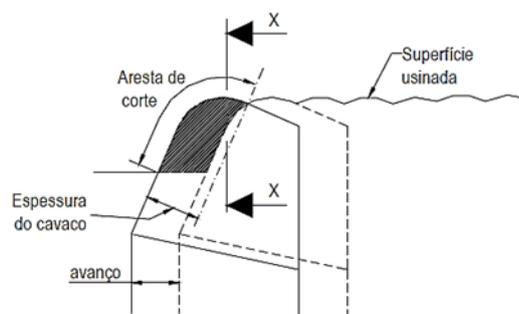


Figura 2.10 – Perfil filetado deixado pela ferramenta na peça torneada [Griffiths, 2001].

A escolha do raio de ponta de uma ferramenta depende dos valores de avanço (f) e profundidade de corte (a_p). Raios de ponta (r_e) grandes levam a uma melhora na qualidade da superfície usinada e na estabilidade da aresta cortante, enquanto que raios pequenos tendem a gerar menos vibrações (menor força passiva).

Denkena e Bassett, 2011, apresentam a definição das características geométricas da ferramenta com os parâmetros da macrogeometria da aresta de corte arredondada (típica das ferramentas de metal-duro), mostrados na Figura 2.11.

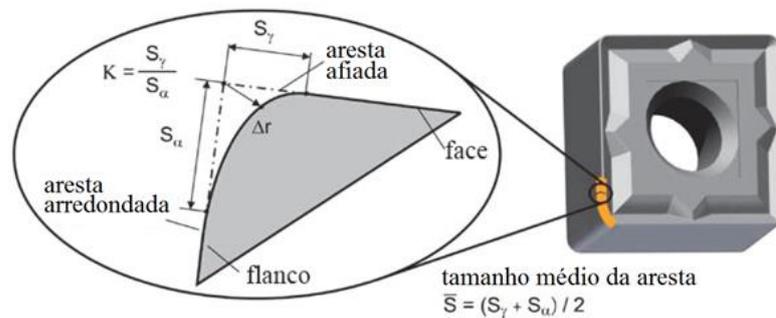


Figura 2.11 – Caracterização da aresta de corte arredondada [Denkena e Bassett, 2011].

Os parâmetros S_α e S_γ representam a distância do ponto tangente do raio de cunha (r_h) até a interseção teórica da face com o flanco. O parâmetro K (quociente da relação) indica a simetria da aresta. A linha teórica Δr considera a mínima distância do ponto de interseção flanco-face até o raio da aresta de corte e \bar{S} (média entre S_α e S_γ) o tamanho médio da aresta.

Pequenos raios de arredondamento da aresta (r_h) são aplicados em materiais de difícil corte (arestas agudas minimizam o encruamento do material). Em contrapartida, grandes raios aumentam a resistência da aresta, mas diminuem a vida da ferramenta [Seco Tools, 2006].

A região de transição da macro para a microgeometria da ferramenta é caracterizada quando o ângulo de saída efetivo (γ_{eff}) difere do nominal. Verifica-se na Figura 2.12 que na direção do contorno anti-horário (de 1 para 3) de raio de cunha (r_h), o ângulo de saída efetivo (γ_{eff}) torna-se cada vez menor [Denkena e Biermann, 2014].

Em ferramentas de metal-duro (geometrias similares à mostrada na Fig. 2.10), o ângulo de cunha β tipicamente utilizado é menor que 90° , geralmente $\beta \approx 75^\circ$, situação que, mesmo em pequenas seções de usinagem, altera o ângulo de saída efetivo (γ_{eff}) – no caso da Figura 2.12, de positivo na superfície de saída (face) para negativo na superfície de folga (flanco) – da ferramenta, aumentando a deformação plástica, a solicitação térmica e as forças nessa região [Borba et al., 2015].

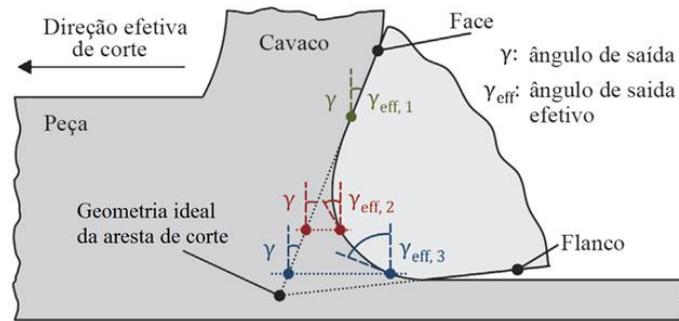


Figura 2.12 – Efeito do ângulo de saída efetivo na transição da macro para microgeometria da ferramenta [Denkena e Biermann, 2014].

Considerando que o torneamento de aços inoxidáveis martensíticos endurecidos é realizado em pequenas espessuras de corte (baixos avanços), os fenômenos de usinagem (tanto a força gerada no processo como o mecanismo de formação do cavaco) ocorrem principalmente na região próxima à aresta de corte. Com isso, o carregamento térmico e o mecânico ocorrem praticamente sobre a microgeometria da ferramenta. Nesse caso, o material em frente à cunha pode ser bastante deformado, encruado e pressionado contra a superfície recém-formada em um fenômeno descrito por Shaw, 2005, como *ploughing*.

Avárias e desgastes

Segundo Machado et al., 2009, podem ser assinalados três fenômenos principais pelos quais uma ferramenta diminui sua capacidade de corte em usinagem, pois geram alteração na geometria da aresta de corte: deformação plástica, avárias, desgastes. O primeiro faz com que o material seja deslocado, enquanto que os dois últimos estão associados à perda de material.

A deformação plástica é causada principalmente pelo aumento da temperatura e dos esforços sobre a aresta de corte, gerando diminuição da dureza e originando um deslocamento do material da aresta de corte. Nesse caso, o deslocamento se dá perpendicularmente à direção do esforço sofrido. Tais deformações provocam deficiências no controle do cavaco e deterioração do acabamento da superfície usinada. A ocorrência é mais comum em ferramentas com baixa resistência ao cisalhamento e com maior tenacidade (como o metal-duro). A ocorrência em cerâmicas é pouco provável, pois a sua grande fragilidade impede o deslocamento de material causando, antes, a quebra [Diniz et al., 2010; Machado et al., 2009; Seco Tools, 2006]. Diniz et al., 2010, entendem que a deformação plástica é um tipo de avaria da ferramenta. Já Trent e Wright, 2000, tratam-na como um mecanismo de desgaste.

Avárias são os fenômenos causados por trincas, lascamentos ou quebra da aresta de corte que ocorrem em intervalos de tempo muito pequenos e levam a uma perda instantânea

da ação de corte. As trincas são causadas por variação de temperatura e/ou de esforços mecânicos e promove a abertura de uma fenda no corpo da ferramenta que pode se transformar em sulco (trinca de origem térmica) ou lascamento (trinca superficial) ou até a quebra (trinca profunda). Os dois últimos levam à destruição total ou à perda de uma quantidade considerável de material da aresta de maneira repentina e inesperada. As trincas são comumente observadas em ferramentas de metal-duro. Já os lascamentos dependem da tenacidade da ferramenta. Trincas em ferramentas com baixa tenacidade (cerâmicas e PCBN) promovem instantaneamente lascamento ou quebra das mesmas. A quebra também pode ser causada pela falta de robustez geométrica da ferramenta de corte necessária em aplicações que geram grandes esforços [Machado et al., 2009; Seco Tools, 2006].

Desgastes são os fenômenos que ocorrem durante um determinado intervalo de tempo, levando a uma perda gradativa da ação de corte. A norma ISSO 3685, 1993, define desgaste em ferramentas como a “mudança de sua forma original durante o corte, resultante da perda gradual de material”. No desgaste, essa perda acontece de maneira contínua e progressiva, e em proporções pequenas, às vezes no nível atômico, às vezes no nível dos grãos do material. A Figura 2.13 ilustra os três tipos de desgastes.

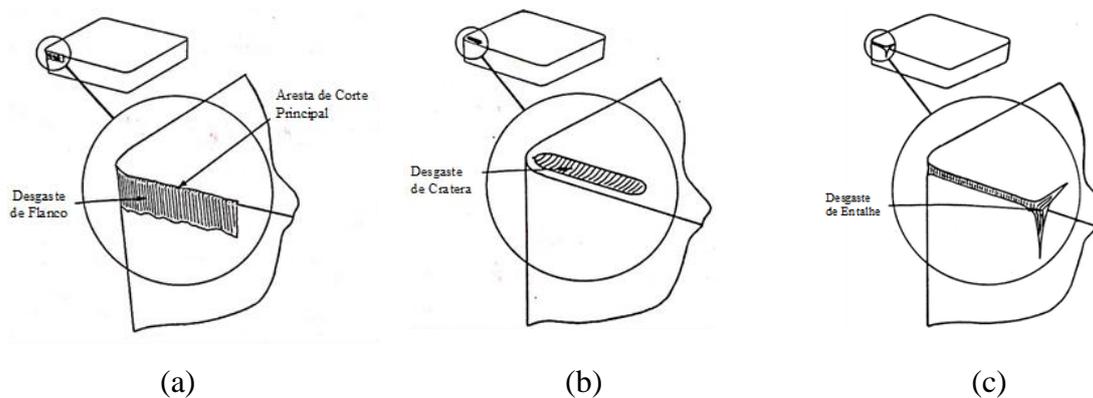


Figura 2.13 – Desgaste na ferramenta de corte: (a) desgaste de flanco; (b) desgaste de cratera; (c) desgaste de entalhe [Mills e Redford, 1983].

O desgaste de flanco (Fig. 2.13a) ocorre na superfície de folga (flanco) da ferramenta devido ao contato entre a ferramenta e a peça. É o tipo de desgaste mais comum. Ocasionalmente causa deterioração do acabamento da superfície usinada e, por alterar a geometria da aresta original (retração), faz com que a dimensão da peça usinada aumente. É incentivado pelo aumento da velocidade de corte [Diniz et al., 2010].

O desgaste de cratera (Fig. 2.13b) ocorre na superfície de saída (face) da ferramenta e é causado pelo atrito entre o cavaco e a ferramenta [Diniz et al., 2010]. Segundo Mills e

Redford, 1983, muitas vezes é uma forma de desgaste menos severa que o desgaste de flanco. Porém, a temperatura na face é maior que no flanco devido ao aumento da velocidade de corte (a taxa de desgaste é afetada pela temperatura).

O desgaste de entalhe (Fig. 2.13c) pode ocorrer nas superfícies principal e secundária de folga da ferramenta devido aos efeitos localizados como, por exemplo, o encruamento da peça, a presença de óxidos e as altas temperaturas resultantes do corte. Esse desgaste aparece sempre nas regiões coincidentes com as arestas laterais do cavaco e ocorre da usinagem de materiais resistentes a altas temperaturas (ex. ligas de Ni, Ti, Co e aços inoxidáveis) [Machado et al., 2009]. Conforme Mills e Redford, 1983, esse tipo de desgaste não afeta significativamente as propriedades de corte da ferramenta; entretanto, pode levar a sua falha.

A Figura 2.14 mostra a representação esquemática das formas de desgaste em ferramentas com geometria definida, conforme a norma ISO 3685, 1993.

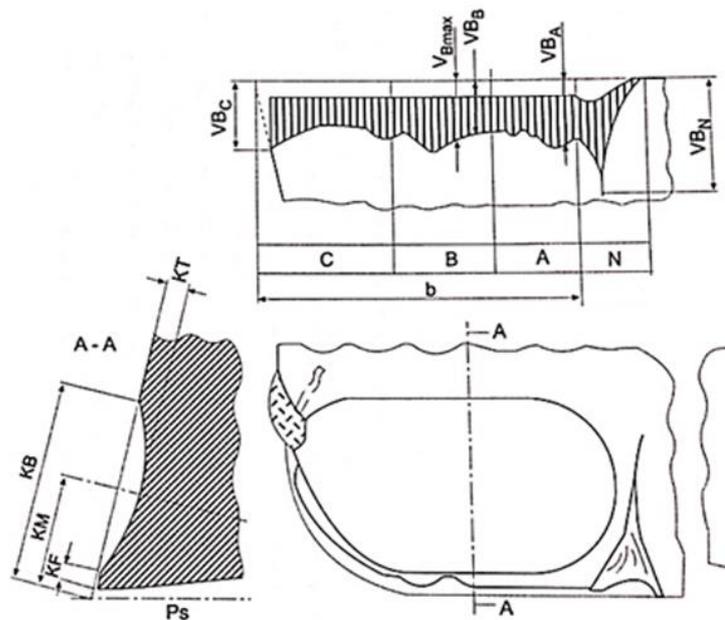


Figura 2.14 – Desgaste na ferramenta de corte [ISO 3685, 1993].

De acordo com a norma, os desgastes na ferramenta de corte são medidos no plano ortogonal da ferramenta. Além disso, fornece informações apenas bidimensionais do desgaste – profundidades e comprimentos. Não há descrição sobre informações como a área afetada, ou o volume de material removido da ferramenta [Boing, 2016].

Os principais parâmetros utilizados para avaliação do desgaste são: desgaste médio de flanco (VB_B), desgaste máximo de flanco (VB_{max}), desgaste de ponta (VB_C) e desgaste de entalhe (VB_N) na superfície de folga; largura de cratera (KB), distância do centro da cratera à aresta de corte (KM) e profundidade da cratera (KT) na superfície de saída.

O desgaste pode ocorrer segundo vários mecanismos. Nesse processo, a temperatura desenvolvida durante o corte tem um papel decisivo e atinge ferramentas de corte de qualquer material, seja metal-duro, cerâmica ou PCBN.

Mecanismos de desgastes

Os principais mecanismos de desgaste são esquematizados pela Figura 2.15.

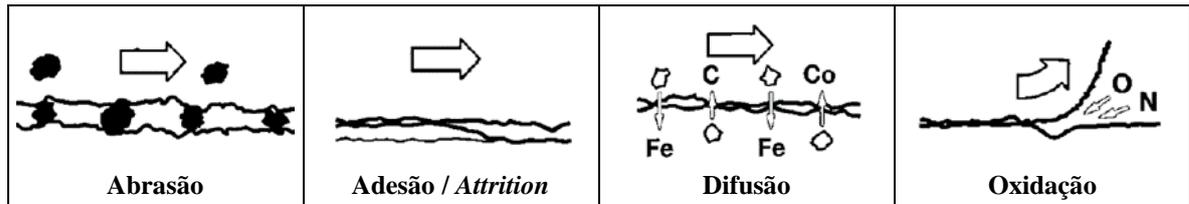


Figura 2.15 – Representação esquemática dos quatro principais mecanismos de desgaste [Astakhov, 2011].

A abrasão mecânica é um mecanismo de desgaste que ocorre quando o material é removido ou deslocado da superfície por partículas duras que podem estar soltas entre duas superfícies com movimento relativo, ou que pertencem a uma das superfícies. Tanto os desgastes de flanco e de entalhe quanto o desgaste de cratera podem ser gerados por abrasão, porém mais comum na superfície de folga. O desgaste por abrasão é caracterizado por sulcos paralelos entre si na direção de fluxo de material, tanto do cavaco quanto da peça. Esse mecanismo é potencializado pela temperatura, que reduz a dureza da ferramenta, e pela presença de precipitados duros (óxidos, carbonetos, nitretos ou carbonitretos) no material da peça ou do cavaco. Assim, quanto maior a dureza a quente da ferramenta, maior sua resistência ao desgaste abrasivo [Diniz et al, 2010; Machado et al., 2009].

Diniz et al., 2010, descrevem adesão (ou aderência) como um mecanismo de desgaste provocado pela formação um extrato metálico resistente no contato entre a ferramenta e o cavaco e/ou a peça sob cargas moderadas a baixas velocidades de corte. Isso faz com que partículas do cavaco e/ou peça migrem para a superfície (de saída e/ou de folga) da ferramenta, gerando a aderência de material. Ao separar esse material aderido da superfície, fragmentos microscópicos são arrancados da ferramenta e arrastados junto ao fluxo de material adjacente à interface, promovendo o desgaste.

O *attrition* (aderência e arrastamento) é um mecanismo de desgaste associado a um fluxo irregular de material sobre a superfície de saída e/ou de folga da ferramenta causado por profundidade de corte variável, corte interrompido, zona de escorregamento (em vez de zona

de aderência) etc. Assim, quando partículas abrasivas (precipitados duros) pertencentes à peça e ao cavaco se aderem e posteriormente se desprendem, estas são arrastadas pelo fluxo irregular de material, gerando o desgaste por *attrition* [Klocke, 2011]. Esse desgaste é caracterizado por uma superfície com aspecto áspero, pois se processa no nível dos grãos. O fenômeno pode estar presente na formação dos desgastes de flanco, de cratera e de entalhe independentemente do valor da velocidade de corte [Diniz et al, 2010; Machado et al., 2009].

Machado et al., 2009, citam que no mecanismo de desgaste por difusão, a transferência de átomos no contato entre ferramenta e cavaco (principalmente) depende da temperatura, do tempo do contato e da solubilidade (afinidade físico-química) dos materiais envolvidos na zona de fluxo. No corte de aços, a difusão dos átomos de Fe do cavaco para a ferramenta de metal-duro muda as condições de equilíbrio entre os elementos constituintes da mesma, levando a uma reação química entre essa e o cavaco. Essas reações químicas provocam a dissociação de carbonetos de tungstênio (WC), formando um carboneto complexo do tipo $(FeW)_{23}C_6$ e liberando carbono. Esse novo carboneto tem uma resistência à abrasão muito menor que o original, fragilizando a ferramenta de corte. TiC e TaC são carbonetos mais estáveis, presentes em algumas ferramentas, que dificultam a formação de carbonetos complexos e impedem o enfraquecimento da ferramenta no corte de aços. A difusão é responsável principalmente pelo desgaste de cratera em altas velocidades de corte.

Oxidação é o mecanismo de desgaste causado pelas altas temperaturas na presença de ar e água. O tungstênio (W) e o cobalto (Co) das ferramentas de metal-duro formam filmes de óxidos porosos sobre a ferramenta (respectivamente WO_3 e Co_2O_3) durante o corte, os quais são removidos por abrasão, gerando desgaste. Porém, certos óxidos (ex. Al_2O_3) são mais duros e resistentes. Assim, alguns materiais de ferramentas desgastam-se com maior facilidade por oxidação. Pela facilidade do acesso de ar, o fenômeno gera desgastes nas regiões da ferramenta coincidentes com as arestas laterais do cavaco, sendo uma possível explicação para o surgimento do desgaste de entalhe [Diniz et al, 2010].

Diniz et al, 2010, explica que a separação da contribuição de cada mecanismo para a geração do desgaste é praticamente impossível. Porém, é possível conhecer a influência de cada fenômeno em função da temperatura na região de corte. Assim, em velocidades de corte baixas, o desgaste pode ser elevado em função da abrasão e da aderência e arrancamento de material por *attrition*. Em velocidades de corte maiores, o desgaste é causado principalmente por abrasão combinado a fatores cuja intensidade depende diretamente da temperatura, como a difusão e a oxidação. A Figura 2.16 mostra a atuação dos mecanismos de desgaste como função da temperatura dos processos de usinagem.

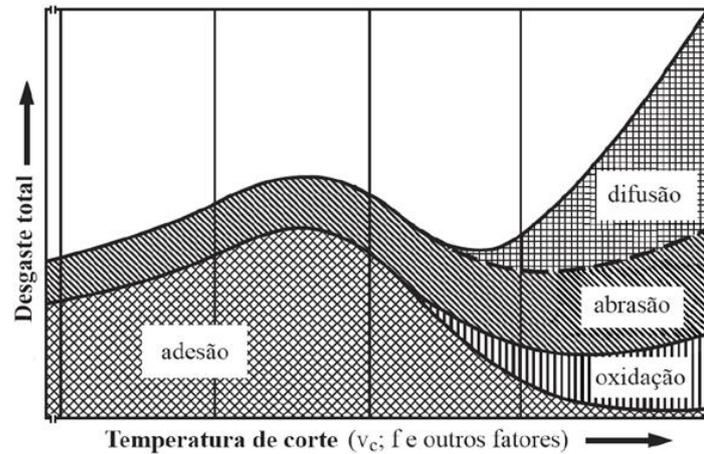


Figura 2.16 – Mecanismos de desgaste das ferramentas de corte em função da temperatura. [Klocke, 2011].

Xiong et al., 2013, compararam a vida das ferramentas de metal-duro de grãos ultrafinos (tamanho de grão $0,5 \mu\text{m}$) e convencionais (tamanho de grão médio) no torneamento do aço AISI H13 com 50 HRC. Ao longo do tempo de vida, os autores não verificaram avarias nas ferramentas, apenas desgaste progressivo. Tanto para as ferramentas de grãos ultrafinos como para as de grãos convencionais, os mecanismos por abrasão e *attrition* ficaram mais evidentes com o aumento de v_c . A Figura 2.17 mostra as imagens captadas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) das ferramentas desgastadas.

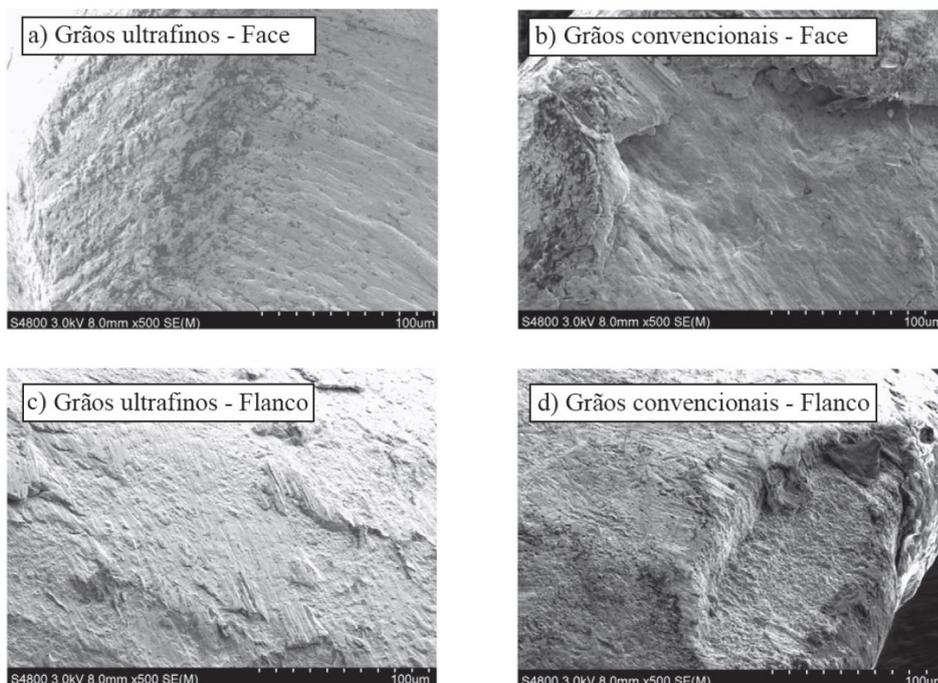


Figura 2.17 – Imagens registradas via MEV do desgaste das ferramentas de grãos ultrafinos e convencionais no torneamento do aço AISI H13 com 50 HRC [Xiong et al., 2013].

Analisando as imagens, Xiong et al., 2013, concluíram que na superfície de saída da ferramenta de grãos ultrafinos (Fig. 2.17a), o principal mecanismo observado foi a abrasão seguido do *attrition*. Para as de grãos convencionais (Fig. 2.17b), ocorreu o inverso: mais *attrition* que abrasão. Os autores não comentam sobre o efeito da difusão na formação da cratera, apenas não descartam a atuação conjunta de mecanismos combinados (além dos citados, também difusão e oxidação). Na superfície de folga, o desgaste foi progressivo para as ferramentas de grãos ultrafinos (Fig. 2.17c) e o principal mecanismo foi a abrasão causada pelas partículas duras presentes na microestrutura do material usinado. No entanto, nas ferramentas de grãos convencionais (Fig. 2.17d), com o aumento do *attrition*, também aumentaram os microlascamentos. Os autores concluíram que os melhores resultados são decorrentes da maior dureza e tenacidade promovida pelo refino do grão do metal-duro.

Corrêa, 2014, comparou o desgaste de ferramentas de metal-duro com grãos convencionais e revestimento multicamadas (TiC/TiCN/TiN) ocorrido no aço inoxidável martensítico (S410000) e no supermartensítico (S41426). Verificou para ambos materiais com a condição de ensaio 1 ($v_c = 100, 15$ m/min, $f = 0,35$ m/min e $a_p = 1, 00$ mm), a ocorrência dos mecanismos de desgaste por abrasão, difusão e adesão ou *attrition* (Fig. 2.18).

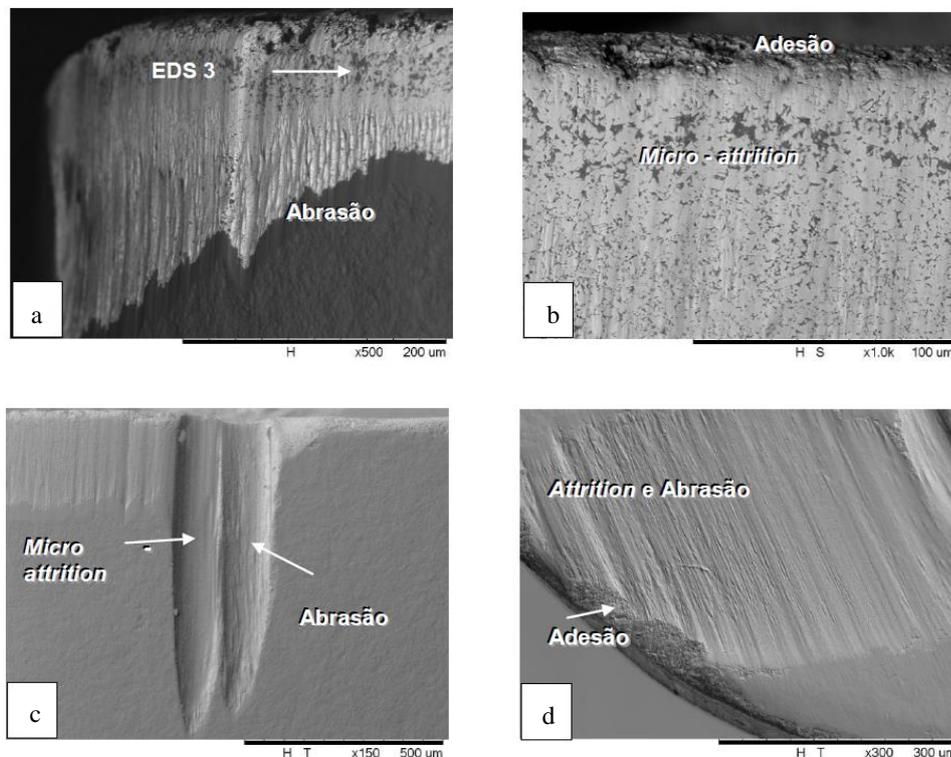


Figura 2.18 – Mecanismos de desgaste presentes no torneamento do S410000 ($v_c = 100,15$ m/min, $f = 0,35$ m/min e $a_p = 1, 00$ mm): (a) ponta da ferramenta; (b) detalhe da aresta e superfície de folga; (c) desgaste de entalhe; (d) superfície de saída [Corrêa, 2014].

Corrêa, 2014, verificou que na ponta da ferramenta houve o desgaste abrasivo, que pode ser devido aos fragmentos de grão (ou grãos inteiros) que são arrastados junto ao fluxo de material da peça ou cavaco, criando sulcos e removendo o material da ferramenta (Fig. 2.18a). Logo acima da área com desgaste abrasivo é possível verificar o desgaste difusivo, que no caso foi considerado (*micro-attrition*) devido à presença de leves riscos (Fig. 2.18b). No desgaste de *micro-attrition*, Gu et al., 1999, citam que a aparência lisa é criada devido aos segmentos de material da peça no flanco da ferramenta, com grãos de WC e Co, que foi comprovado pelo EDS realizado por Corrêa, 2014, nesse ponto, (indicando a presença de Fe, Cr, Co e W). Na região do entalhe (Fig. 2.18c) o desgaste se apresentou dividido: uma área lisa indicando a difusão e outro mostrando a presença de sulcos indicando a abrasão. Na superfície de saída (Fig. 2.18d) em uma região próxima à borda, a autora verificou a presença de uma zona com aspecto de material arrancado (característico do mecanismo de adesão) e na parte mais interna os desgastes por *attrition* e por abrasão.

No torneamento a seco do aço inoxidável superduplex UNS S32760 com ferramentas de metal-duro, Braga et al., 2014, observaram que o mecanismo predominante no desgaste de flanco foi a abrasão mecânica. Além disso, notaram a presença de deformação plástica na aresta de corte provavelmente motivado por altas temperaturas. Concluíram que a baixa condutividade térmica do superduplex gera aumento de temperatura e sobreaquecimento na região de corte, principalmente para os maiores níveis dos parâmetros de corte (v_c , f e a_p).

Vida da ferramenta

Em condições normais de usinagem, é comum que todas as formas de desgaste estejam presentes. Entretanto, um deles irá prevalecer, sendo a que irá impactar na necessidade de troca de ferramenta [Machado et al., 2009]. Durante o processo de usinagem é necessário não deixar os desgastes atingirem grandes proporções, o que pode danificar a peça e até a máquina-ferramenta, assim deve-se realizar a substituição da aresta desgastada quando os níveis de desgaste se tornam críticos.

Conforme Tschätsch, 2009, a vida da ferramenta é o período de tempo (expresso em minutos) para qual a aresta de corte, afetada pelo processo de usinagem, mantém sua capacidade de corte durante a operação, permanecendo funcional até certa quantidade de desgaste definido em função de um critério preestabelecido. Davim, 2008, ressalta que o próprio desgaste da ferramenta é muitas vezes utilizado como critério de fim de vida pela sua facilidade de ser quantificado. O desgaste de flanco é frequentemente utilizado como critério por sua influência na rugosidade e na precisão dimensional da peça. Smith, 2008, completa

dizendo que o mecanismo de abrasão que predominantemente gera o desgaste de flanco é considerado um comportamento “tribologicamente” normal. Esse desgaste pode ser tolerado e tratado através de uma estratégia de troca de ferramenta baseada em uma expectativa de vida.

A partir do padrão de desgaste de flanco, Frederick Winslow Taylor, o pioneiro a realizar um estudo de vida da ferramenta em usinagem, relacionou o tempo de vida da ferramenta em função da velocidade de corte, apresentada na Equação 2.1:

$$T = \frac{K}{v_c^x} \quad (2.1)$$

Onde v_c [m/min] é a velocidade de corte, T [min] é a vida da ferramenta tomada para desenvolver um valor de desgaste de flanco predeterminado, K e x são constantes do material determinados experimentalmente para determinadas condições de usinagem (combinação ferramenta/material/parâmetros de corte) [Davim, 2008].

Diniz et al., 2010, sugerem que para compor a curva de vida da ferramenta [$T = f(v_c)$] devem-se construir em primeiro lugar gráficos auxiliares, que forneçam os desgastes de flanco da ferramenta para diferentes velocidades e tempos de trabalho, em determinadas condições de usinagem, conforme a Figura 2.19.

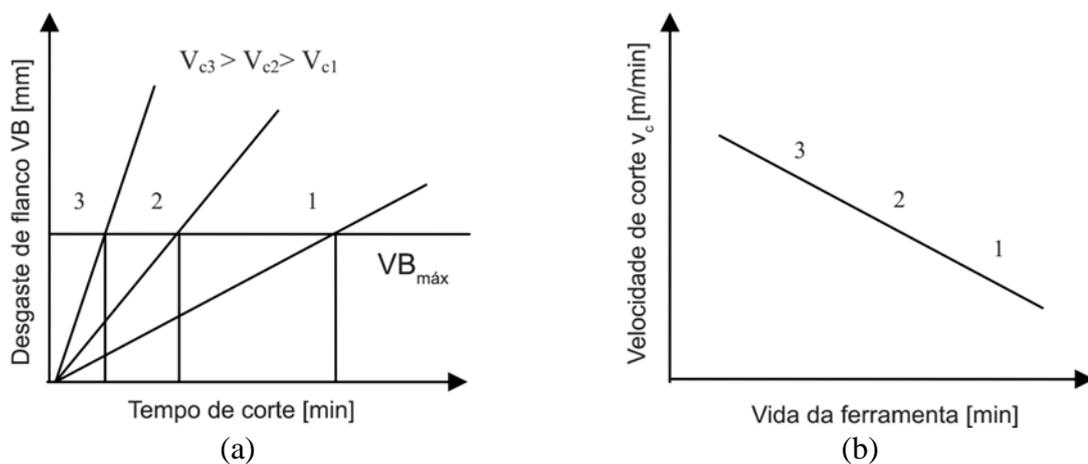


Figura 2.19 – Determinação da curva de vida da ferramenta: (a) curvas de desgaste em função do tempo de usinagem para diferentes velocidades de corte; (b) gráfico log-log da vida da ferramenta para um determinado $VB_{máx}$ [Davim, 2008].

Noordin et al., 2012 realizaram o torneamento do aço inoxidável martensítico AISI 420 (≈ 48 HRC) utilizando ferramenta de metal-duro com grãos finos e revestida com TiAlN e verificaram a influência dos parâmetros de corte ($v_c = 100, 130$ e 170 m/min; $f = 0,100, 0,125$ e $0,160$ mm/volta e $a_p = 0,4$ mm) na vida da ferramenta. Constataram para os

parâmetros selecionados que o tempo de vida diminui com o aumento da velocidade de corte e do avanço. A concepção da ferramenta permite a sua utilização com altas velocidades de corte. Porém, a dureza da peça e a velocidade se relacionam proporcionalmente com a temperatura de corte e a dureza a quente do metal-duro não é tão elevada (ver Fig 2.5).

Ezugwu e Olajire, 2002, avaliaram a vida de duas ferramentas de corte de metal-duro revestidas durante o torneamento de aços inoxidáveis martensíticos a seco e com fluido de corte (emulsão 5% a 9%). As ferramentas de metal-duro revestidas foram T1 (CVD-TiC/Al₂O₃/TiCN) e T2 (PVD-TiN). A Figura 2.20 mostra a vida da ferramenta conforme a velocidade de corte e as condições de corte a seco e com fluido. A vida da ferramenta diminuiu com o aumento da velocidade de corte (v_c), com o aumento do avanço (f) e com o corte a seco, o que sugere que tais condições aumentam a temperatura e, conseqüentemente, a taxa de desgaste da ferramenta. Além disso, em velocidades mais altas, o maior tempo de vida foi o da ferramenta T1 que é revestida por múltiplas camadas de CVD com a presença de refrigeração. Isto implica que o uso de refrigerante, apesar de aumentar a compressão, pode reduzir a temperatura na cunha de corte, diminuir o atrito e expulsar cavacos aprisionados nas interfaces cavaco-ferramenta e ferramenta-peça, aumentando a vida útil da ferramenta.

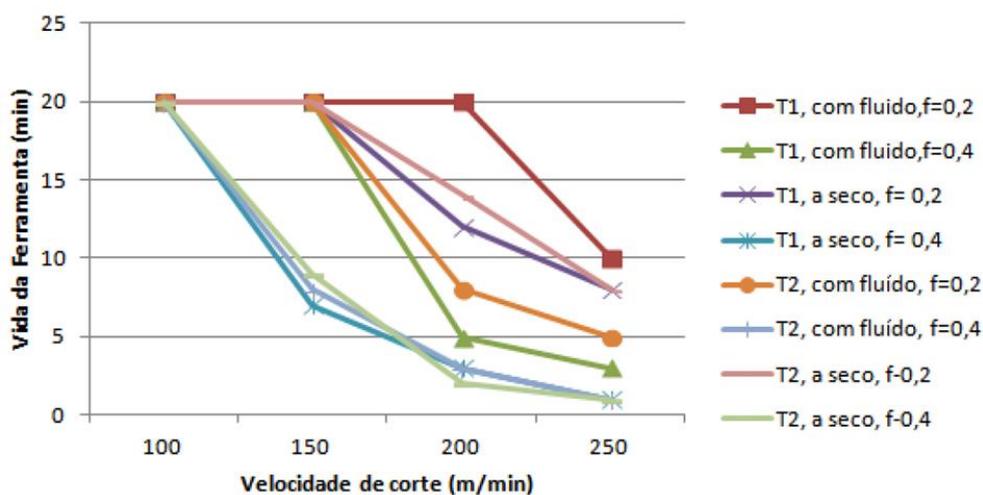


Figura 2.20 – Vida da ferramenta de metal-duro com e sem fluido de corte [Ezugwu e Olajire, 2002].

Corrêa, 2014, realizou quatro ensaios de fim de vida da ferramenta de metal-duro com grãos convencionais e revestimento multicamadas (TiC/TiCN/TiN) no torneamento dos aços inoxidáveis S41000 (163 HB) e S41426 (277 HB) para diferentes combinações de parâmetros. Verificou que os tempos de vida encontrados para combinação dos parâmetros mais baixos (ensaio 3) foram superiores a 230 min conforme a Figura 2.21. Nos ensaios 2 e 3

(maior a_p), o material A (S41000) apresentou melhor resultado que o material B (S41426), pois as maiores resistência e dureza do segundo tiveram influência (maior geração de calor). Nos ensaios 1 e 4 (menor a_p), a situação se inverte (B melhor que A), mostrando que existe uma dependência do sistema tribológico envolvido nas interfaces ferramenta-peça e cavaco-ferramenta pelos carregamentos e pelas temperaturas desenvolvidas, determinando os mecanismos de desgaste atuantes, as taxas de desgastes e a vida da ferramenta.

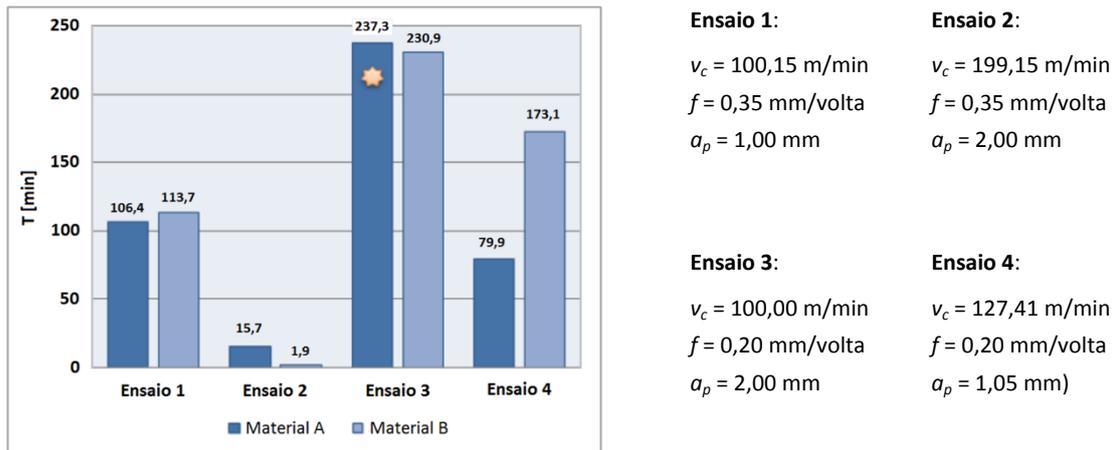


Figura 2.21 – Vida da ferramenta para os materiais A (S41000) e B (S41426) [Corrêa, 2014].

2.2.2 Força de usinagem

O conhecimento da força de usinagem (f), que é a força total que atua sobre a aresta de corte da ferramenta, é de extrema importância, pois possibilita estimar a potência necessária para o corte, avaliar as forças atuantes nos componentes mecânicos da máquina-ferramenta e estabelecer uma correlação com o desgaste das ferramentas, sendo que todas essas variáveis podem impactar no custo de produção [Machado, et al., 2009].

As componentes dispostas nos eixos ortogonais da força de usinagem (Fig. 2.22) são as forças de corte (F_c), de avanço (F_f) e passiva (F_p). F_c é a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho na direção de corte. F_f é a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho na direção do avanço. F_p é a projeção da força de usinagem perpendicular ao plano de trabalho [Machado et al., 2009].

A alteração das variáveis de entrada do processo de usinagem (parâmetros de corte, meio lubrificante, ferramenta de corte) influenciam as componentes da força de usinagem. Na Figura 2.23 tem-se a dependência destas componentes em função dos parâmetros de corte (v_c , f , a_p) e do ângulo de posição da ferramenta (χ_r).

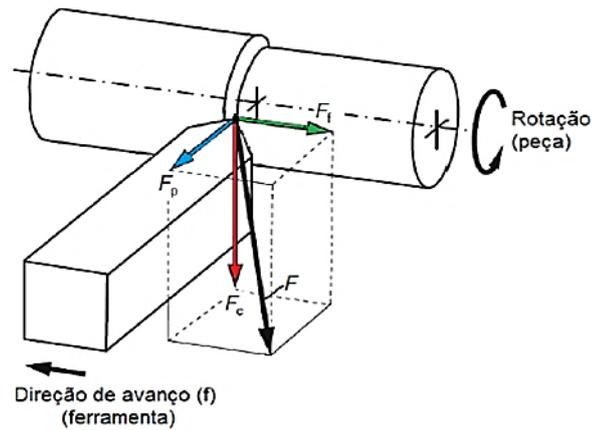


Figura 2.22 – Componentes da força de usinagem [Ferraresi, 2011].

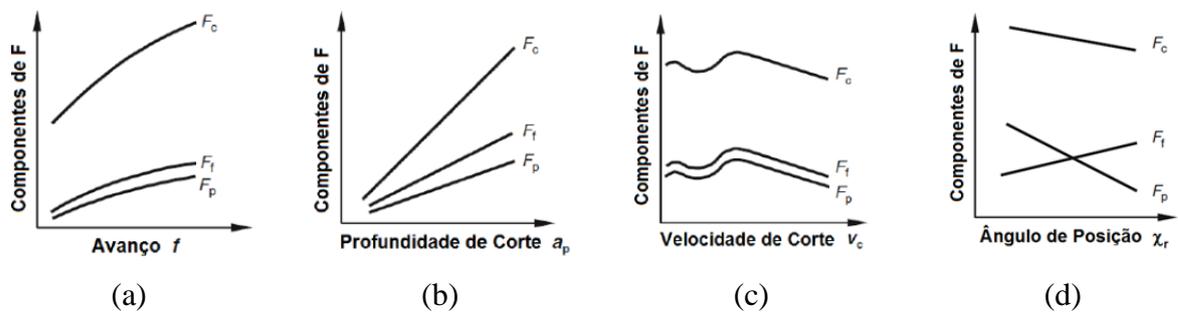


Figura 2.23 – Dependência das componentes da força de usinagem: (a) velocidade de corte; (b) avanço e (c) profundidade de corte [Klocke, 2011].

Segundo Diniz et al., 2010, o aumento do avanço (f) gera um incremento das forças pelo crescimento da área da seção de corte; porém, tem-se uma diminuição da pressão específica de corte (K_s). Isto ocorre, pois com o crescimento de f , a velocidade de avanço ($v_f = f \cdot n$) aumenta e, conseqüentemente, o coeficiente de atrito diminui (o corte torna-se mais dinâmico, gerando uma diminuição nas forças, Fig. 2.23a). O aumento da profundidade de corte (a_p) praticamente não altera o valor de K_s , a não ser para pequenos valores, pois o crescimento de a_p só faz aumentar o comprimento de contato ferramenta-peça, sem que haja um aumento nas velocidades envolvidas. Com isso, pode-se concluir que o crescimento das forças é diretamente proporcional ao de a_p (Fig. 2.23b); já quando f aumenta, as forças não crescem na mesma proporção, já que ocorre uma diminuição do valor de K_s . A diminuição das forças com o aumento da velocidade de corte (Fig. 2.23c) acima da velocidade crítica⁷ se dá devido à redução da resistência do material em alta temperatura.

⁷ Velocidade crítica indica o valor limite de velocidade de corte que induz a formação da aresta postiça de corte. Acima desse valor, não há a formação da mesma.

Com relação ao ângulo de posição (χ_r), Klocke, 2011, explica que para f e a_p constantes, a ação de χ_r sobre as forças de avanço (F_f) e passiva (F_p) ocorre devido à localização geométrica da aresta principal de corte com relação ao eixo da peça. Com o aumento de χ_r , a componente da força F cresce na direção de avanço (F_f) e tem seu máximo em $\chi_r = 90^\circ$; por outro lado, a componente diminui na direção passiva (F_p) e tem seu mínimo também em $\chi_r = 90^\circ$. Com o aumento de χ_r , a espessura de corte (h) aumenta na mesma proporção que a largura (b) diminui. Como a força de corte (F_c) é proporcional à a_p (equivalente a b) e K_s diminui com o aumento de f (equivalente a h), o resultado é uma pequena redução de F_c com aumento de χ_r (Fig. 2.23d).

Braga et al., 2014, verificaram no torneamento a seco do aço inoxidável superduplex UNS S32760 com ferramentas de metal-duro a influência do ângulo de posição (χ_r) e dos parâmetros de corte (v_c , f e a_p) sobre as componentes da força de usinagem (F_c , F_f e F_p). Constataram que somente a velocidade de corte não exerceu influência significativa sobre as forças, as demais variáveis, sim. Quanto aos comportamentos das forças com a variação de χ_r , eles foram similares aos apresentados na Figura 2.23d.

Na usinagem do aço inoxidável martensítico AISI 420 (≈ 48 HRC) com ferramenta de metal-duro com grãos finos e revestida com TiAlN, Noordin et al., 2012, constataram que as intensidades das forças F_c , F_f e F_p diminuíram com o aumento de v_c (100 para 170 m/min) devido a maior temperatura envolvida, influenciando as propriedades térmicas da peça. Notaram também o aumento destas com o incremento de f (0,10 para 0,16 mm/volta).

Conforme relatado por Nakayama et al., 1988, um dos fatores que difere o torneamento duro do convencional é justamente o comportamento das componentes F_c , F_f e F_p . Apesar da elevada dureza e conseqüente resistência mecânica, em função dos parâmetros de usinagem normalmente utilizados para o TME de precisão ($v_c \approx 100$ -200 m/min, $f \approx 0,05$ -0,15 mm/volta, $a_p \approx 0,1$ -0,5 mm), as amplitudes dessas componentes não são necessariamente altas. Porém, segundo Klocke, 2011 e Sandvik, 2015, a pressão específica de corte (K_s), essa sim é elevada, podendo atingir valores entre 3500 e 5000 N/mm².

Das et al., 2014, investigaram os efeitos da v_c , f e a_p sobre a força de usinagem no torneamento do AISI 4340 endurecido a 49 HRC utilizando ferramenta de metal-duro revestida com TiN/Al₂O₃/TiCN. Observaram que o aumento do avanço e da profundidade de corte tiveram grande influência no aumento da força, pois área da seção de corte aumenta. Já a velocidade de corte gerou uma diminuição do valor de força, pois ocorre uma diminuição de resistência do material devido a maior temperatura.

Matsumoto et al., 1987, descreveram que a força de usinagem e a distribuição de tensões na interface cavaco-ferramenta são influenciados pela dureza do material usinado. Em casos onde foi utilizado alto avanço, as forças geradas na usinagem de materiais com dureza menor foram maiores e diminuíram com o aumento da dureza. A Figura 2.24 mostra o comportamento das forças de usinagem (F), de corte (F_c) e passiva (F_p) no torneamento do AISI 4340 com diferentes durezas usando $v_c = 91,4$ m/min, $a_p = 0,15$ mm e $f = 0,89$ mm/volta.

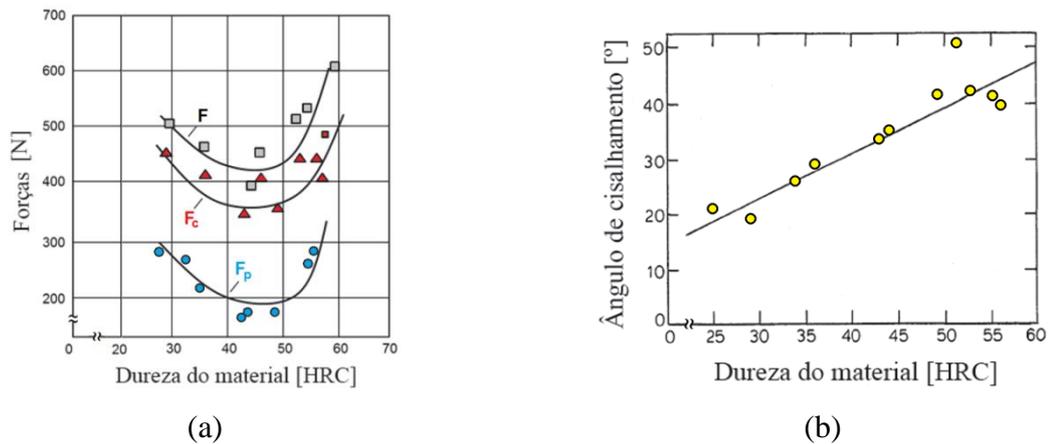


Figura 2.24 – Torneamento do aço AISI 4340: (a) comportamento das forças F , F_c e F_p ; (b) influência da dureza do material no ângulo de cisalhamento [Matsumoto et al., 1987].

Entre 30 e 50 HRC, cavacos morfologicamente classificados como contínuos foram formados e houve o decréscimo das forças com o aumento da dureza do material usinado. Isto pode ser explicado pelo efeito da temperatura na interface cavaco-ferramenta que cresceu com o aumento da resistência mecânica (devido ao aumento da dureza), induzindo a redução da resistência ao cisalhamento do material. Para valores próximos de 50 HRC, o ângulo de cisalhamento do cavaco aumenta (Fig. 2.24b) e conseqüentemente a área de contato da interface torna-se menor, contribuindo para a redução das componentes da força de usinagem.

A partir de 50 HRC, o ângulo de cisalhamento continua aumentando (Fig. 2.24b) e as forças aumentam subitamente. Para esse aumento das forças, os autores citam que houve dois fatores conflitantes. Um é o aumento da tensão de escoamento com o aumento da dureza e o segundo é a diminuição da tensão de escoamento devido à temperatura gerada no corte. Quando o material está em certo valor de dureza, a seção do cavaco é frágil e a energia gasta em sua deformação é pequena. Desta maneira, o calor gerado é reduzido e o amolecimento do material não ocorre. A diminuição da temperatura na face resulta em maior resistência ao cisalhamento do material. O incremento da dureza do material eleva a força de atrito. Assim, o mecanismo de formação de cavacos é alterado, formando tipo segmentado (dentes de serra).

Sharman et al., 2006, realizaram o torneamento do Inconel 718 utilizando duas ferramentas de metal-duro (classe ISO S com revestimento TiCN/Al₂O₃/TiN e classe ISO Hsem revestimento) novas e desgastadas (D) e registraram as componentes da força de usinagem (passiva, avanço e corte). Os resultados podem ser visualizados pela Figura 2.25.

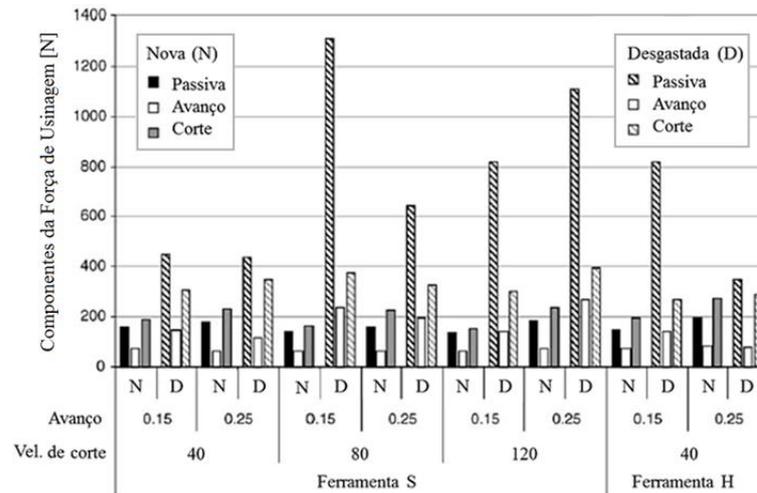


Figura 2.25 – Forças obtidas para o torneamento do Inconel 716 com diferentes classes de ferramentas [Sharman et al., 2006].

Sharman et al., 2006, verificaram que as forças para ferramenta nova e desgastada não tiveram uma diminuição de suas componentes em função do aumento do avanço, o que causaria aumento da temperatura e redução das propriedades mecânicas da peça. Os autores atrelam isto ao fato de que foram observadas maiores profundidades de deformação com maior avanço, o que também produziu forças mais elevadas. Com relação à velocidade de corte também não se verificou uma redução nos valores devido ao seu aumento.

Kurt e Seker, 2004, verificaram os efeitos do ângulo de chanframento da ponta da ferramenta (0°, 10°, 20° e 30°) nas forças geradas utilizando PCBN no torneamento duro de acabamento do aço ligado ao cromo AISI 52100. Observaram que todas as componentes ortogonais da força de usinagem aumentaram com o incremento desse ângulo.

2.3 Acabamento da Superfície Usinada

Os processos de remoção de material, como a usinagem, introduzem mudanças estruturais na superfície da peça que ocorre devido à ação das forças de corte e atrito da ferramenta (Fig. 2.26). Essa deformação plástica resultará no trabalho da camada superficial, acarretando no aumento da dureza e da resistência à tração.



Figura 2.26 – Deformação plástica na usinagem [Astakhov, 2010].

A influência do acabamento da superfície usinada depende de maneira particular do processo de fabricação utilizado e do regime da operação, ou seja, depende também de todo sistema de usinagem que inclui: processo, operação de corte, parâmetros de corte, ferramenta de corte, suporte, método de refrigeração, tipo de lubrificante, etc. Segundo Astakhov, 2010, a superfície resultante do processo de usinagem possui grande importância no desempenho e confiança de um produto. Qualquer alteração superficial (mecânica, metalúrgica e química) pode limitar a qualidade do componente. Portanto, o comportamento de um material depende, entre outros fatores, de sua superfície de contato e do ambiente em que trabalhará.

Alguns defeitos podem ser causados ou produzidos durante a produção de uma peça e podem ser classificados como os que o material já possui e aqueles impostos durante a fabricação [Astakhov, 2010]:

- Transformações metalúrgicas: mudanças microestruturais causadas por altas temperaturas e altas pressões de contato.
- Tensões residuais: tensões trativas ou compressivas causadas por forças, deformações e temperaturas envolvidas no processo.
- Deformação plástica: alteração severa da forma geométrica da superfície devido ao atrito da ferramenta durante a usinagem.

Segundo Santos e Sales, 2007, todos os processos de usinagem que promovem a remoção do cavaco por cisalhamento do material geram uma superfície danificada na peça. Esses processos geram alterações nas características do material da peça, na superfície ou na camada subsuperficial, reduzindo a resistência à fadiga da peça. Esse fato passou a ser investigado a partir de 1960 devido a falhas prematuras em componentes, as quais não eram causadas por erros de projeto, de fabricação ou de matéria-prima. Boing, 2016a, cita que essa

investigação se torna fundamental, principalmente quando tais componentes são aplicados em áreas críticas da Engenharia, como nas indústrias aeronáutica, automobilística e biomédica.

A Figura 2.27 mostra uma representação esquemática dos itens que compõem a textura e a integridade de uma superfície. No caso, a textura representa os aspectos geométricos da superfície (rugosidade, ondulações, marcas e falhas), enquanto que a integridade aborda fatores mecânicos (deformação plástica, alteração de microdureza, micro ou macro trincas e tensões residuais), metalúrgicos (recristalização e transformações metalúrgicas) e químicas (adsorção⁸, oxidação) da camada limite.

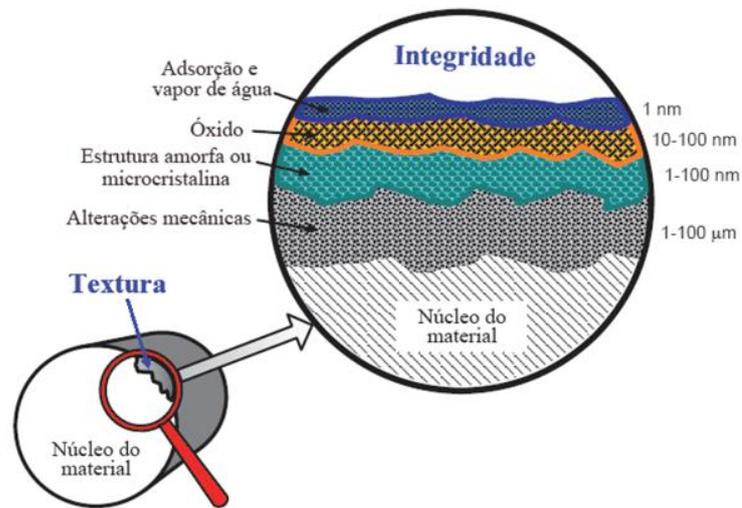


Figura 2.27 – Representação esquemática da superfície de um metal [Astakhov, 2010].

Quando a superfície de uma peça é alterada mecanicamente pela usinagem, ocorre deformação plástica das camadas superficiais. Dependendo do processo envolvido na geração desta superfície, uma zona de material endurecido por trabalho irá ocupar a base das camadas adicionais, acima da qual estará uma estrutura amorfa ou microcristalina que é o resultado do fluxo da superfície durante a usinagem. Uma camada de óxido é formada logo acima, devido ao oxigênio disponível no ambiente e aos mecanismos de oxidação. Uma camada de adsorção ocupa a região mais externa e é formada pelo vapor d'água e hidrocarbonetos do ambiente que foram condensados e absorvidos pela superfície [Astakhov, 2010].

Outeiro, 2012, menciona que o acabamento é muito importante quando se trata do desempenho do componente, sendo dependente de uma grande quantidade de parâmetros de usinagem. O maior problema da indústria é saber qual combinação desses parâmetros gera o melhor acabamento no componente usinado. Tradicionalmente, a textura da superfície

⁸ Adsorção é a adesão de moléculas de um fluido (o adsorvido) a uma superfície sólida (o adsorvente); o grau de adsorção depende da temperatura, da pressão e da área da superfície..

usinada é o principal fator para verificar o acabamento do componente; entretanto, a integridade tornou-se um importante fator para ser controlado durante o processamento de materiais, podendo aumentar ou diminuir a vida do componente e sua capacidade de resistir a ciclos de carga térmica e mecânica em serviço.

Considerando por exemplo a condição de tensão residual superficial de tração, a peça apresentará um desempenho funcional baixo [Tönshoff et al., 2000].

Capello et al., 1999, explicam que a rugosidade da superfície usinada e a tensão residual podem afetar significativamente a resistência mecânica dos componentes devido a carregamentos cíclicos. Uma trinca por fadiga, de maneira geral, é nucleada na superfície da peça e então se propaga para dentro do material. Ao se estender, a trinca gera uma diminuição da seção resistente que, devido ao carregamento, acaba falhando.

A grande maioria dos desenhos de peças em um ambiente fabril contém apenas informação sobre a rugosidade (textura superficial), raramente informações sobre a integridade e sobre as propriedades da matéria-prima (barra, tarugo ou *blank*), exceto em casos muito específicos onde, por exemplo, as propriedades físicas, químicas, mecânicas e metalúrgicas como propriedades da camada superficial como nível e profundidade de trabalho a frio, profundidade e distribuição das tensões residuais superficiais são fornecidos para a fabricação. Assim, como resultado, a seleção de um processo de fabricação é focada nas dimensões finais, na forma geométrica e na rugosidade, aliados ao menor custo de fabricação. Entretanto, a primeira questão que um engenheiro deve resolver em termos de acabamento (textura e integridade) é que tipo de superfície vai cumprir melhor a função técnica da peça. Existem muitos fatores que influenciam essa decisão como brilho, aderência, atrito etc. Uma vez tomada a decisão com relação a superfície, deve-se escolher a operação de usinagem mais apropriada para gerá-la [Astakhov, 2010].

2.3.1 Textura

Vários fatores justificam a avaliação da textura da superfície de uma peça, sendo que a qualidade obtida está relacionada com as características do processo de fabricação. Qualquer alteração, como mudança na dureza, mudança na composição química da matéria-prima, desgaste excessivo da ferramenta de corte, utilização de parâmetros inadequados e instabilidade da máquina refletem diretamente na textura da peça. A textura da superfície usinada é a “impressão digital do processo de fabricação” e está diretamente ligada com a função que o componente irá desempenhar [Santos e Sales, 2007].

Assim, por mais lisa que possa parecer, a superfície usinada sempre possuirá irregularidades macro e microgeométricas resultantes do próprio processo de fabricação.

Erros ou irregularidades macrogeométricas correspondem aos desvios de forma e as ondulações, verificáveis por meio de instrumentos convencionais de medição, como micrômetros, relógios comparadores, projetores de perfil etc. Essas incluem ovalização, retilineidade, planeza, circularidade etc. Durante a usinagem, as principais causas de erros macrogeométricos são: defeitos em guias da máquina; desvios da máquina ou da peça; fixação errônea da peça e/ou da ferramenta; distorções devidas ao tratamento térmico [Klocke, 2011].

Erros ou irregularidades microgeométricas são, entre outras, conhecidas como rugosidade. A principal causa de erros microgeométricos são as impressões deixadas pela ferramenta de corte durante o processo de usinagem em forma de ranhuras, estrias ou escamas [Santos e Sales, 2007]. Outros fatores podem contribuir com a rugosidade: marcas da ponta da ferramenta ou de fragmentos da mesma (que podem apresentar natureza periódica para alguns processos e aleatória para outros); geração de rebarba do material durante a operação de corte; restos de aresta postiça de corte de uma ferramenta na superfície usinada; forma geométrica do quebra-cavaco da ferramenta [Machado et al., 2009].

Para uma definição mais refinada, a norma DIN 4760 define seis ordens ou desvios estruturais da superfície que estão representados na Figura 2.28 [Klocke, 2011].

Desvios estruturais (em uma representação superdimensionada)	
	1ª Ordem: desvios de forma
	2ª Ordem: ondulações
	3ª Ordem: ranhuras (rugosidade)
	4ª Ordem: estrias, escamas (rugosidade)
	Superposição dos desvios estruturais de 1ª a 4ª Ordem

Figura 2.28 – Desvios estruturais conforme a norma DIN 4760 [Klocke, 2011].

A rugosidade da superfície é a topografia microscópica deixada pela usinagem. Em torneamento, a rugosidade é afetada pelas condições da máquina, da peça, da fixação da ferramenta, pelo avanço (f) e pelo raio de ponta (r_e) da ferramenta. Apesar disso, é mais influenciada pelo processo que pela máquina [Diniz et al., 2010; Machado et al., 2009]

Sabendo da importância de se controlar a rugosidade de uma peça, é necessário que sejam estabelecidos parâmetros que permitam caracterizá-la. Assim, parâmetros de rugosidade são os procedimentos normatizados adotados para avaliar de maneira quantitativa a textura da superfície de um componente usinado. Os principais parâmetros de medição de rugosidade estão mostrados na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Principais parâmetros de rugosidade [ISO 4287, 2002].

Parâmetro	Característica
Rugosidade Média (R_a)	Média aritmética dos valores absolutos das ordenadas no comprimento de avaliação (l_n)
Rugosidade Total (R_t)	Soma da maior altura de pico do perfil e da maior profundidade do vale do perfil no comprimento de avaliação (l_n).
Rugosidade Média Parcial (R_z)	Média aritmética das máximas distâncias pico-vale registradas em cada um dos “n” comprimentos de amostragem (l_e). OBS: $l_n = n \cdot l_e$
Rugosidade Máxima (R_y)	Maior distância pico-vale detectada dentre as registradas em cada comprimento de amostragem (l_e).

Dentre os principais parâmetros que quantificam a rugosidade, destaca-se R_a . Esse parâmetro é o mais comum devido à facilidade na medição, por estar disponível na maioria dos equipamentos e porque representa bem alterações no processo de usinagem (como o desgaste da ferramenta, por exemplo). Como representa um valor médio, é um parâmetro estável, que não recebe influência de efeitos aleatórios. Porém, isoladamente, não é suficiente para identificar algumas características importantes da superfície. Em casos nos quais se deseja (ou mesmo necessita-se) especificar a altura máxima da rugosidade, os parâmetros R_t e/ou R_z ou R_y devem ser empregados, pois são diretamente influenciados por qualquer defeito ou irregularidade da superfície [Machado et al., 2009].

A influência do ângulo de posição ($\chi_r = 45^\circ, 75^\circ$ e 95°) de ferramentas de metal-duro aplicadas no torneamento a seco do aço inoxidável superduplex UNS S32760 utilizando $f = 0,15$ e $0,25$ mm/volta, $v_c = 120$ e 250 m/min e $a_p = 1,5$ e $2,5$ mm sobre a rugosidade média (R_a) foi verificada por Braga et al., 2014. Os autores concluíram que v_c não exerce influência significativa em R_a (as demais variáveis, sim) e que $\chi_r = 75^\circ$ apresentou o menor valor de R_a .

Thamizhmanii e Hasan, 2008, realizaram o torneamento do aço inoxidável martensítico AISI 440C com durezas entre 45 e 55 HRC utilizando ferramentas de PCBN. Os autores citam que materiais de difícil corte usinados com baixo avanço ($f = 0,1$ mm/volta) e alta velocidade de corte ($v_c = 200$ m/min) pode eliminar a formação da aresta postiça de corte

(APC) e obter baixos valores de rugosidade ($R_a < 0,5 \mu\text{m}$). Verificaram que o valor da rugosidade depende da APC, do aquecimento na ponta da ferramenta e do desgaste de flanco.

Das et al., 2014, investigaram os efeitos da velocidade de corte (v_c), do avanço (f) e da profundidade de corte (a_p) sobre a rugosidade média (R_a) no torneamento do AISI 4340 (49 HRC) utilizando ferramenta de metal-duro revestida com TiN/Al₂O₃/TiCN. Constataram que R_a diminuiu com a redução de f (mais significativo) e a_p e também com o aumento de v_c .

Machado et al., 2009 explica que quanto maior f , maior R_a , pois a altura dos picos e a profundidade dos vales das marcas de avanço tendem a aumentar em proporção quadrática ao avanço, como mostram as Equações 2.2 e 2.3.

$$R_{a\text{-teórico}} [\mu\text{m}] = \frac{1000f^2}{(18\sqrt{3})r_e} = 32,075 \left(\frac{f^2}{r_e} \right) \quad (2.2)$$

$$R_{r\text{-teórico}} [\mu\text{m}] = \frac{1000f^2}{8r_e} = 125 \left(\frac{f^2}{r_e} \right) \quad (2.3)$$

O incremento de a_p também promove um aumento de R_a , pois crescem as forças e, portanto, as possibilidades de flexões. As alturas das ondulações também são aumentadas com o incremento de a_p . Sob baixos valores de v_c pode ocorrer a formação de aresta postiça de corte (APC) e o resultado é um acabamento inferior. No caso, partes da APC são cisalhadas durante o processo e permanecem aderidas à superfície da peça. Assim, o valor de R_a diminui com o aumento de v_c , porque a APC desaparece. Também há a redução da resistência ao cisalhamento do material da peça com a elevação da temperatura de corte, promovendo a redução das forças e, por conseguinte, a redução de R_a .

2.3.2 Integridade

A integridade da peça (componente ou elemento de máquina) trata das possíveis modificações metalúrgicas que ocorrem nas proximidades da superfície usinada devido aos esforços mecânicos e elevadas temperaturas em função da ferramenta de corte. Estas transformações estão relacionadas a deformações plásticas, micro e macro trincas, transformações de fase, fragmentos de APC e tensões residuais. Todas estas alterações podem provocar distorções e diminuição das resistências à fadiga⁹, ao desgaste e à corrosão, influenciando significativamente o comportamento em uso da peça [Farias, 2009].

⁹Um fator que está intimamente ligado com a determinação da integridade superficial, bem como a rugosidade, é a resistência à fadiga (falha prematura que acontece quando o componente está sob carregamento cíclico e é

Os processos de transformação mecânica geram tensões residuais por transformação da microestrutura ou por deformação plástica. Estas tensões são classificadas como macro ou micro tensões em função da escala na qual se distribuem. A distribuição das tensões residuais presentes na peça é devido à superposição de tensões desenvolvidas durante o processo de usinagem por influência dos fatores térmicos e mecânicos, além de tensões residuais preexistentes no componente decorrentes da etapa anterior de fabricação. São fatores térmicos o aquecimento superficial do componente devido ao atrito com a ferramenta de corte durante o processo de usinagem. Já os fatores mecânicos geram uma relaxação de tensão causada pela remoção de material e introdução de tensões originadas pela ocorrência de deformação plástica localizada na superfície durante o processo de usinagem [Brinksmeier et al., 1982].

Segundo Rossini et al., 2012, as tensões residuais são geradas durante a maioria dos processos de fabricação envolvendo deformação do material, tratamentos térmicos, usinagem, ou operações de transformação que modifiquem a forma ou as propriedades de um material.

Os efeitos das tensões residuais podem ser benéficos ou prejudiciais ao componente dependendo do sinal, magnitude e distribuição destas tensões. Efeitos benéficos incluem melhoria do desempenho frente às agressividades do meio externo e redução de falhas por fadiga. Nesse caso, tensões residuais de compressão são preferíveis. Por outro lado, efeitos prejudiciais afetam o desempenho e muitas vezes torna-se necessária a introdução de uma etapa posterior ao processamento da peça em estado endurecido para alívio de tensões, aumentando o tempo e o custo de fabricação [Martins et al. 2004].

Conforme Griffiths, 2001, os mecanismos de geração da tensão residual são representados por três modelos:

- Transformação de fase térmica: a tensão residual é causada por uma mudança de volume na estrutura. Quando essa mudança causar uma diminuição de volume, a superfície irá contrair, porém o núcleo não, resultando em tensão residual trativa. Se a transformação de fase causar uma expansão, o resultado será tensão residual compressiva.
- Deformação termoplástica: o aquecimento causa a expansão da superfície e essa expansão é aliviada (enquanto o calor for mantido) pelo fluxo plástico, restrito à camada superficial.
- Deformação plástica mecânica: a tensão residual é de compressão devido à compactação superficial exercida pela ação mecânica sem a existência de efeitos térmicos.

caracterizado pela nucleação e propagação de uma trinca ao longo de uma região). Segundo Lopes, 2006, os fatores que influenciam diretamente a resistência à fadiga são: tensões residuais, concentradores de tensão, temperatura de trabalho, ambiente de trabalho, geometria do componente, rugosidade, tratamento térmico e presença de entalhe.

Conforme Brinksmeier et al., 1982, os efeitos mais importantes da tensão residual sobre componentes mecânicos e elétricos são:

- Deformação: tensões residuais agem em um corpo sem a atuação de forças externas ou momentos. A deformação é formada por um sistema de equilíbrio das forças internas. Durante a usinagem, partes da peça são retiradas em forma de cavaco gerando um distúrbio no estado que antes estava em equilíbrio. A deformação da peça é proporcional à seção de material removido. Já no processo de acabamento, pequenas porções de material são removidas, gerando uma minimização dos efeitos prejudiciais da tensão residual.
- Tensão Estática: de maneira macroscópica, as tensões residuais agem como um estado de tensões. Para materiais deformáveis que têm um limite de escoamento característico, a tensão residual pode influenciar o nível da resistência à deformação.
- Tensão Dinâmica: as tensões residuais influenciam a resistência à fadiga dos componentes. Como já citado, tensões residuais de compressão são desejáveis.
- Resistência Química: Quando algum metal é submetido a tensões e exposto a um ambiente corrosivo por um período de tempo, pode-se observar a tensão corrosiva, com algumas condições específicas para surgir como a sensibilidade do material¹⁰, a presença de tensões residuais na superfície e a presença de um meio corrosivo. Existem diferentes teorias sobre qual das condições é a dominante no processo de tensão corrosiva, sendo a principal causa de falhas em plantas químicas.
- Magnetização: As propriedades magnéticas de um corpo dependem de seu estado físico, e são bastante influenciadas pelas tensões residuais e distúrbios da estrutura cristalográfica, que degradam as propriedades magnéticas do metal.

Os aços inoxidáveis, os aços endurecidos, e as superligas resistentes ao calor (ligas de Ti e Ni) são propensos a sofrerem alterações devido ao processo de usinagem. Estas alterações nas camadas do material encontram-se imediatamente abaixo da superfície usinada. Durante a usinagem desses materiais são geradas elevadas tensões de compressão na superfície e na subsuperfície da peça usinada pela ação conjunta da ponta da ferramenta e do avanço por volta. Nesse caso, as modificações superficiais podem ocorrer devido ao trabalho térmico, resultando em transformações metalúrgicas e reações químicas. A superfície trabalhada apresenta estrutura diferente em comparação com a maior parte do material como a

¹⁰ Como mencionado, o molibdênio (Mo) melhora as condições de resistência a altas temperaturas, estabiliza a condição de passivação em presença de cloretos e aumenta a resistência à corrosão localizada (*pitting*) dos aços inoxidáveis.

“camada branca” (Fig. 2.29), mudanças metalúrgicas e tensões residuais [Chow e Evans, 1999]. Este é um termo genérico referente à camada altamente endurecida, com aspecto branco e sem caracterização microestrutural quando comparada ao núcleo do material.

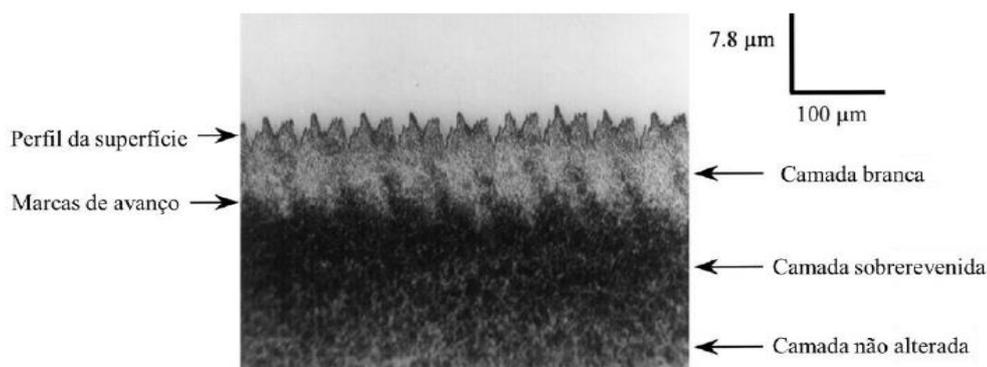


Figura 2.29 – Camada branca formada no AISI 52100 [Chow e Evans, 1999].

A camada branca pode ser prejudicial à resistência à fadiga e está associada ao acúmulo de tensão residual trativa na superfície do material [Astakhov, 2010]. Possui esse nome por não reagir com substâncias utilizadas em ataque para revelação da microestrutura [Farias, 2009]. Em suas diferentes formas, as “camadas brancas” são o resultado de fatores atribuídos ao processo de remoção de material (térmicos, mecânicos ou químicos) relacionados a tensão, deformação, aquecimento, resfriamento e operação [Astakhov, 2010].

Noordin et al., 2012, verificaram que não ocorreram modificações microestruturais na superfície torneada do aço inoxidável martensítico AISI 420 (≈ 48 HRC) utilizando ferramenta de metal-duro com grãos finos e revestida com TiAlN. Isto sugere que as combinações de parâmetros utilizadas não geraram transformações de fase relacionadas a altas temperaturas.

Bartarya e Choudhury, 2012, citam que a formação da camada branca é o principal fator que caracteriza a dificuldade na operação de corte em torneamento duro. No caso, a ferramenta precisa ser substituída dependendo do nível de tensão residual gerado, da camada branca na peça e/ou da deterioração da textura (rugosidade) superficial.

Outeiro et al., 2008, investigaram as tensões residuais axial ($\sigma_{//}$) e circunferencial (σ_{\perp}) geradas no torneamento do aço inoxidável austenítico AISI 316 utilizando ferramentas de metal-duro sem revestimento. Pelo gráfico da Figura 2.30, tem-se que as tensões residuais foram de tração na superfície usinada e de compressão na subsuperfície abaixo de 10 μm .

Caruso et al., 2011, verificaram a influência da dureza inicial do aço AISI 52100 no perfil da tensão residual para diferentes velocidades de corte (v_c). Obtiveram resultados em que um aumento de dureza produziu perfis de tensões residuais compressivas nas direções

axial e circunferencial com o aumento de v_c . A tensão residual em ambas as direções também foi maior com a maior dureza do material, como mostra a Figura 2.31.

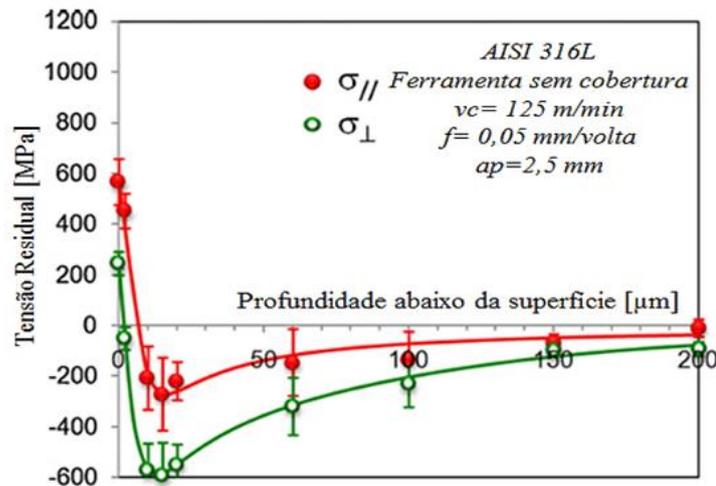


Figura 2.30 – Perfis de tensão residual axial ($\sigma_{//}$) e circunferencial (σ_{\perp}) na usinagem do aço inoxidável AISI 316L [Outeiro et al., 2008].

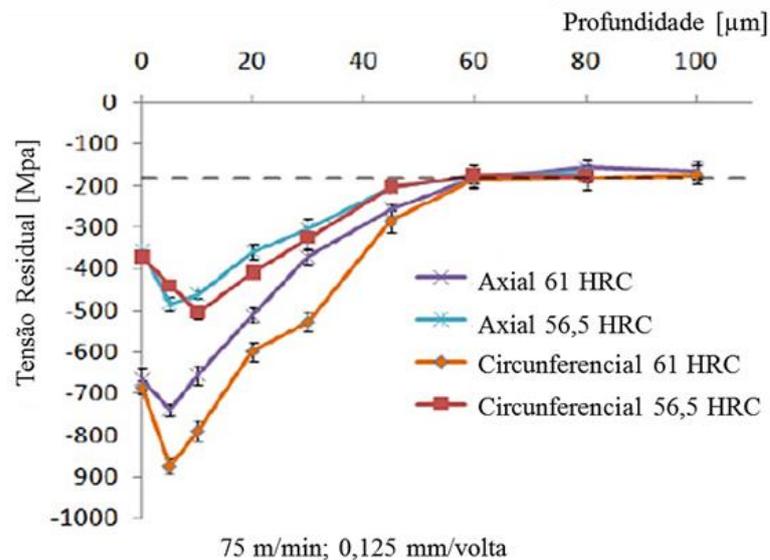


Figura 2.31 – Diferentes perfis de tensão residual para diferentes durezas do AISI 52100 [Caruso et al., 2011].

Astakhov, 2010, mostra que a tensão residual superficial é influenciada pelo atrito entre a peça e a ferramenta, onde um aumento do desgaste de flanco (VB) gera aumento na carga térmica. Ao utilizar ferramenta nova de PCBN no torneamento do aço AISI 52100 (61 HRC), uma tensão residual de compressão foi gerada. Quando $VB = 200 \mu\text{m}$, tensões residuais de tração e também camada branca foram geradas (Fig. 2.32).

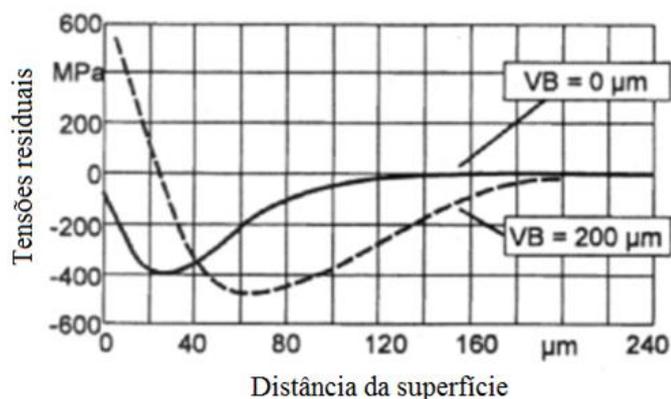


Figura 2.32 – Diferentes perfis de tensão residual obtidos para ferramenta PCBN nova e desgastada [Astakhov, 2010].

O estudo realizado com Jang et al., 1996, mostra as tensões residuais circunferenciais geradas no torneamento de aços inoxidáveis austeníticos (AISI 304) em função da velocidade de corte (v_c), do avanço (f) e da profundidade de corte (a_p). Os autores perceberam um aumento das tensões residuais trativas geradas na direção de corte com o incremento de v_c e uma diminuição com o aumento de a_p . O avanço (f) apresentou variação nas tensões residuais circunferenciais trativas geradas: os valores de tensão cresceram continuamente até 500 MPa (correspondendo a $f = 0,1$ mm/volta) voltando a diminuir após esse pico com o aumento do avanço. Os autores concluíram que as tensões residuais circunferenciais geradas nos aços inoxidáveis são formadas pela deformação elástica causada pelo avanço da ferramenta e pelo efeito térmico localizado. Devido à baixa condutividade térmica do material, o efeito térmico é maior que em outros aços.

Capello et al., 1999 verificaram a influência dos parâmetros de corte na tensão residual axial de dois materiais endurecidos e concluíram que devido ao baixo aquecimento da peça durante o torneamento a tensão residual axial foi gerada pelo mecanismo de deformação e o efeito térmico gerou um alívio das tensões. Os autores determinaram experimentalmente que os fatores que influenciaram a geração de menores tensões residuais trativas (axial) foram a diminuição do avanço, a diminuição do raio de ponta (r_e) e o aumento do ângulo da saída (γ).

Dahlman et al., 2004, testaram a influência do avanço (f), da profundidade de corte (a_p) e do ângulo de saída da ferramenta (γ_o) na tensão residual gerada na superfície torneada com velocidade de corte constante ($v_c = 110$ m/min) na operação de faceamento com ferramentas de CBN em anéis de aço AISI 52100 (62 HRC). Os autores concluíram que quanto menor (mais negativo) γ_o , mais compressiva é a tensão residual e mais profunda é a zona afetada. O aumento de f gerou maiores tensões de compressão e a_p não teve influência.

Sharman et al., 2006, realizaram o torneamento do Inconel 718 utilizando duas ferramentas (classe ISO S com revestimento e classe ISO H sem revestimento) novas e desgastadas e verificaram que as tensões residuais obtidas com a ferramenta nova foram todas trativas e os valores obtidos com a ferramenta ISO S foram maiores que a ferramenta ISO H, atribuindo esse fato ao revestimento de $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiN}$, que atuou como uma barreira térmica (Al_2O_3) impedindo que o calor gerado fosse dissipado para ferramenta. Embora a quantidade transferida para a ferramenta seja pequena (em relação à quantidade total), essa pode ter sido suficiente para aumentar a temperatura da peça causando a maior tensão residual trativa. Os autores verificaram que a tensão residual obtida com a ferramenta S ($v_c = 120$ m/min) foi semelhante à ferramenta H ($v_c = 40$ m/min), que não foi utilizada em maiores velocidades devido a seu relativo tempo de vida pequeno. Com o aumento de v_c , as tensões trativas foram menores devido ao maior fluxo de cavaco, reduzindo o tempo para que o calor gerado na zona de cisalhamento se propague para peça, gerando uma diminuição dos efeitos térmicos na peça. Entretanto, os carregamentos mecânicos foram maiores resultando em tensões residuais mais compressivas. Com relação ao avanço, ocorreu um aumento pequeno das tensões trativas na superfície da peça. O aumento do avanço também gerou um aumento da profundidade e da deformação da microestrutura, e das forças de usinagem. Isto levou a um aumento das tensões como pode ser verificado na Figura 2.33.

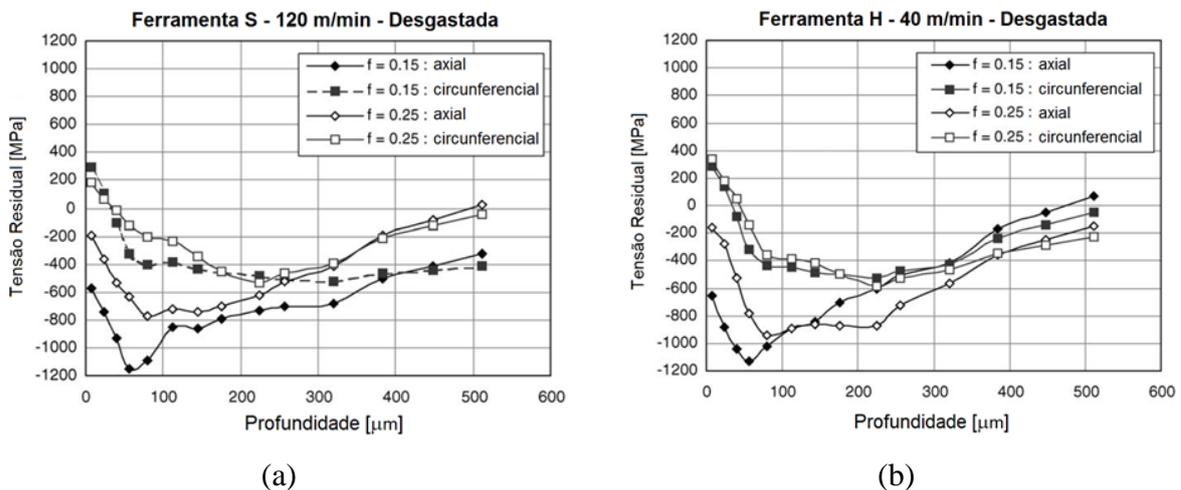


Figura 2.33 – Perfil das tensões residuais axial e circunferencial em função do avanço para as ferramentas desgastadas: (a) classe ISO S (120 m/min); (b) classe ISO H (40 m/min)

[Sharman et al., 2006].

A maior influência nas tensões residuais trativas na superfície foi causada pelo desgaste da ferramenta, chegando a 1040 MPa para ferramenta S com $v_c = 40$ m/min e

$f = 0,25$ mm/volta. Os autores citam que o aumento da tensão residual trativa quando utilizada a ferramenta desgastada foi causada pela maior temperatura de corte desenvolvida devido ao deslizamento entre a ferramenta com o flanco desgastado e a peça. Esse deslizamento entre a ferramenta e a peça também aumenta a deformação plástica da superfície da peça, pelo aumento da profundidade de deformação e mudanças de microdureza, levando a uma maior tensão compressiva e beneficiando a camada superficial afetada termicamente. Citam ainda que, embora existam algumas tendências relacionando as mudanças nos parâmetros de integridade com o estado de tensão residual final obtido, estas não são consistentes. De um modo geral, um aumento dos danos na superfície resulta num aumento geral do nível de tensão residual obtido. Contudo, as medições não podem ser utilizadas para prever o valor da tensão real com qualquer grau de certeza. As medições das tensões e das forças não podem ser utilizadas para uma predição exata do estado da tensão residual, segundo os autores.

Lima, 2001, e Liu et al., 2004, explicam que o aumento do desgaste da ferramenta gera maior energia térmica relacionada ao aumento do atrito e à deformação plástica, elevando a temperatura gerada na interface ferramenta-peça. Como esse maior efeito térmico se contrapõe à tensão de compressão gerada na superfície da peça, a tensão de residual na superfície usinada passa de um estado compressivo para trativo.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O método experimental utilizado para o desenvolvimento do trabalho está dividido em duas etapas principais, como mostra o fluxograma da Figura 3.1.

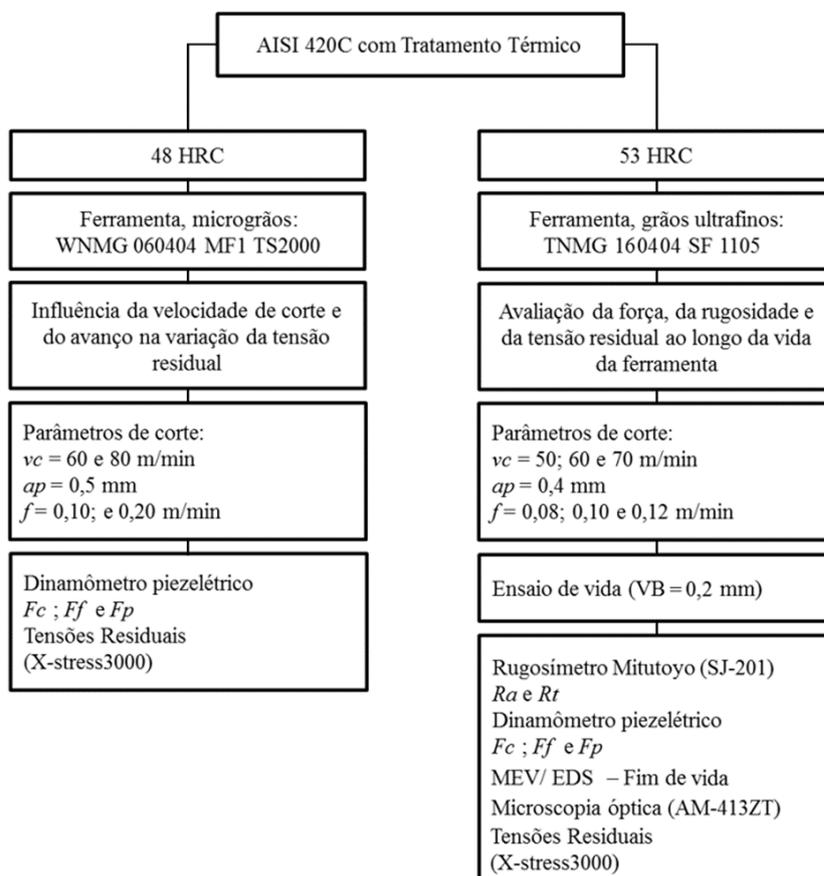


Figura 3.1 – Fluxograma do método experimental.

O procedimento está baseado no estudo do comportamento dos materiais na usinagem por torneamento através de:

- caracterização do material dos corpos de prova através de análise microestrutural, química e ensaios mecânicos;
- ensaios de torneamento, onde foram monitoradas as forças de usinagem;
- análise da rugosidade resultante do processo;
- estudo dos desgastes e mecanismos de desgastes das ferramentas;
- investigação do comportamento das tensões residuais geradas nos corpos de prova;
- testes complementares para investigar possíveis transformações martensíticas no aço inoxidável AISI 420 C endurecido (formação da camada branca).

3.1 Caracterização do Material

Em cada etapa foi utilizada um corpo de prova com características diferentes.

A composição química do AISI 420 C foi obtida no Laboratório de Fundição (LAFUM/UFRGS) através métodos instrumentais com a utilização do Spectrolab – Analytical Instruments – LVFA18B, equipamento para análise de metais por meio de um sistema de leitura óptica. A Tabela 3.1 mostra os resultados encontrados.

Tabela 3.1 – Composição Química do Aço AISI 420 C.

Elemento	% Fe	% Cr	% Ni	% C	% Si	% Mn	% Mo	% P	% S
Peso	86,50	12,10	0,37	0,33	0,26	0,25	0,09	0,01	0,01

Foi feita a caracterização do material antes e após o tratamento térmico de dureza. As amostras preparadas para o ensaio metalográfico foram submetidas a ataque químico utilizando o reagente Vilella (1 g de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorídrico e 100 ml de álcool etílico) e observaram-se as microestruturas (Fig. 3.2) no microscópio marca Zeiss, modelo Axio Lab.A1 disponível no Laboratório de Soldagem e Técnicas Conexas (LS&TC/UFRGS).

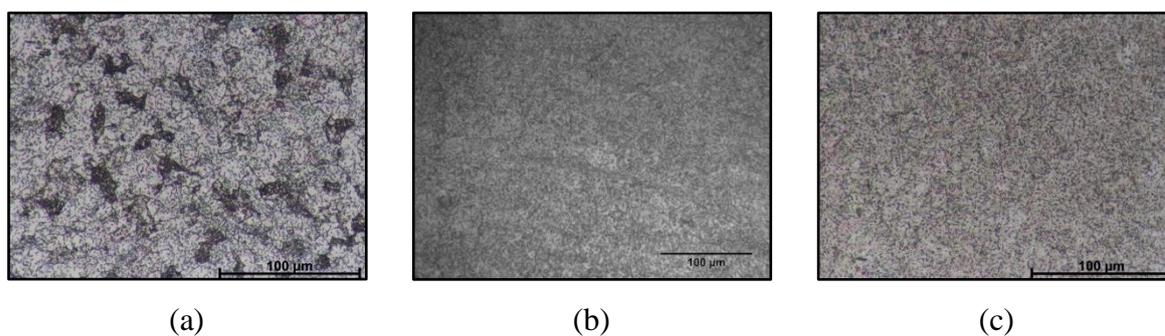


Figura 3.2 – Microestrutura do AISI 420 C: (a) sem tratamento térmico (220 HB); (b) endurecido a 48 HRC; (c) endurecido a 53 HRC (ampliação de 400x).

Observa-se a microestrutura da barra no estado recozido é constituída de uma matriz ferrítica com uma dispersão de carbonetos esferoidizados (Fig. 3.2a). Na Figura 3.2b e 3.2c observa-se uma estrutura martensítica com carbonetos dispersos na estrutura.

As durezas foram determinadas a partir da média de cinco medições realizadas em escala Brinell (sem tratamento térmico) e Rockwell (com tratamento térmico) através do Durômetro Wolpert (carga de 150 kgf). O ensaio de tração foi realizado utilizando a máquina universal Versat modelo 1000k.

Para o AISI 420 C sem tratamento térmico, a dureza encontrada foi de (220 ± 4) HB, a tensão de escoamento de 285 MPa e tensão máxima de 580 MPa.

Os valores para o material endurecido para a **Etapa 1** através de têmpera em óleo com posterior revenimento foram: dureza de (48 ± 1) HRC, tensão máxima de 900 MPa.

Já no caso do material temperado (1050°C) e revenido ($300^\circ\text{C}/2\text{h}$, resfriado ao ar) para a **Etapa 2**, a dureza foi de (53 ± 2) HRC, a tensão máxima de 1500 MPa. Antes da usinagem, as condições iniciais de tensão residual nas peças foram registradas [direção axial de (-416 ± 6) MPa e direção circunferencial de (-350 ± 10) MPa].

Guo et al., 2010, citam que ao comparar a tensão residual da superfície tratada termicamente e após a usinagem, os autores concluíram que a usinagem em si é o fator determinante para a magnitude do perfil da tensão residual, enquanto a influência do tratamento térmico é menor.

3.2 Caracterização da Ferramenta de Corte

Em cada uma das etapas foi utilizada uma ferramenta de corte diferente.

Na **Etapa 1** (AISI 420 C endurecido a 48 HRC) foi aplicado o inserto de metal-duro Seco modelo WNMG 060404 MF1 TS2000 (raio de ponta $r_\epsilon = 0,4\text{ mm}$) com o porta-ferramenta Sandvik modelo MWLNR 2020 K06 (ângulo de posição $\chi_r = 93^\circ$). Segundo o fabricante, o inserto possui quebra-cavaco (MF1) recomendado para a usinagem de acabamento de aços inoxidáveis, superligas e liga de titânio. A classe desta ferramenta (TS2000) se caracteriza por apresentar grãos extrafinos de alta dureza, apresenta elementos de liga tais como tungstênio (W), cobalto (Co), cromo (Cr) e carbono (C) e seu revestimento por PVD (deposição física de vapor) é formado por duas camadas: nitreto de titânio-alumínio (TiAlN) + nitreto de titânio (TiN). A Figura 3.3a mostra a imagem do inserto utilizado.

Na **Etapa 2** (AISI 420 C endurecido a 53 HRC), utilizou-se o inserto de metal-duro Sandvik modelo TNMG 160404 SF 1105 ($r_\epsilon = 0,4\text{ mm}$) com o porta-ferramenta Sandvik modelo DTJNL 2020 K16 ($\chi_r = 93^\circ$) com sistema de fixação do tipo cunha-grampo. De acordo com o fabricante, o substrato da classe 1105 é composto de grãos extrafinos e duros de carboneto de tungstênio (WC), conferindo alta dureza a quente e boa resistência contra deformação plástica. O revestimento de TiAlN por PVD garante alta dureza a quente, resistência ao desgaste e redução do atrito. A Figura 3.3b mostra a imagem do inserto.

A escolha da ferramenta classe ISO-S foi baseada na dureza a quente e na tenacidade do substrato. Considerou-se que o material da peça, mesmo endurecido, apresenta certa

ductilidade. Assim, as classes ISO-M e ISO-H não foram utilizadas, pois a dureza do substrato da primeira não suporta o torneamento de materiais endurecidos e a segunda apresenta uma tenacidade inferior.

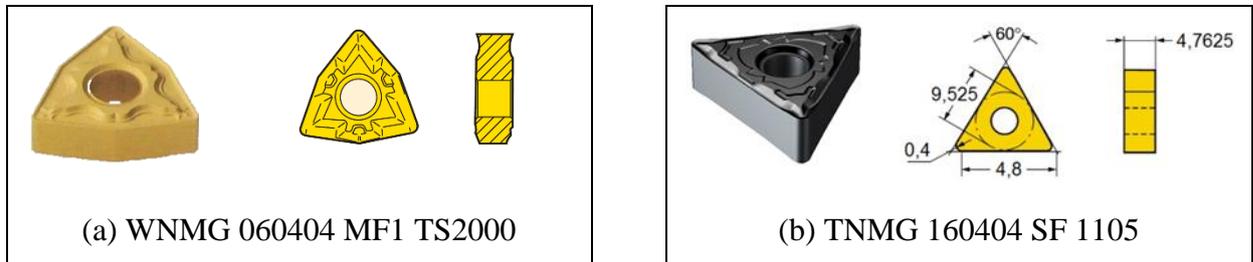


Figura 3.3 – Insertos utilizados nos experimentos: (a) AISI 420 C endurecido a 48 HRC;
(b) AISI 420 C endurecido a 53 HRC.

3.3 Ensaio de Torneamento

Foram realizados ensaios de torneamento cilíndrico (longitudinal) em corpos de prova endurecidos do aço AISI 420 C com ferramentas de metal-duro. Em cada ensaio realizado utilizou-se uma aresta nova.

A máquina-ferramenta utilizada nas operações foi o torno CNC Mazak modelo Quick Turn Nexus 100-II (Fig. 3.4) disponível no Laboratório de Automação em Usinagem (LAUS-UFRGS). O torno possui rotação máxima de 6000 rpm e potência máxima de 23,5 kVA.



Figura 3.4 – Torno CNC Mazak QTN 100-II.

Na **Etapa 1** (AISI 420 C endurecido a 48 HRC), a geometria dos corpos de prova foi definida conforme Figura 3.5a para facilitar a combinação dos diferentes parâmetros de corte.

Um corpo de prova foi usado para cada combinação de parâmetros e a sua respectiva duplicata. Na experimentação, utilizou-se um projeto fatorial completo, composto pelos dois níveis de velocidade de corte ($v_c = 60$ e 80 m/min) e dois níveis de avanço ($f = 0,1$ e $0,2$ mm/volta); a profundidade de corte foi mantida constante ($a_p = 0,5$ mm). Os resultados de forças (componentes ortogonais) e tensões residuais axiais (na direção de avanço) e circunferenciais (na direção de corte) foram analisados utilizando o software Minitab® 17.

Na **Etapa 2** (AISI 420 C endurecido a 53 HRC), os corpos de prova utilizados nos ensaios com dureza de 53 HRC possuíam diâmetro inicial de 74,2 mm. Foram realizados nove ensaios de vida a partir da combinação de três velocidades de corte ($v_c = 50$; 60 e 70 m/min) e três avanços ($f = 0,08$; $0,10$ e $0,12$ mm/volta), também com profundidade de corte constante ($a_p = 0,4$ mm). No caso, a usinagem era interrompida em função do valor da largura da marca de desgaste de flanco (VB), gerando os ressaltos indicados na Figura 3.5b.

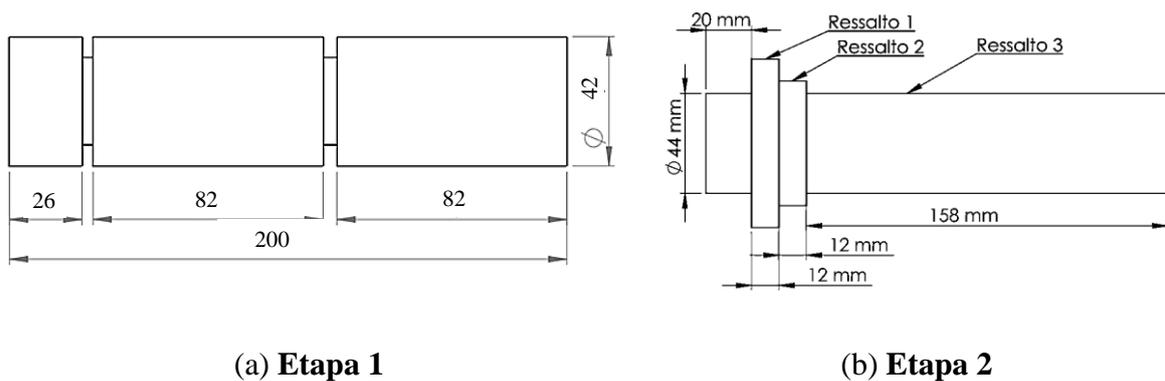


Figura 3.5 – Corpo de prova utilizado nos ensaios de torneamento com dureza de:
(a) 48 HRC; (b) 53 HRC.

Com relação à Figura 3.5b:

- O primeiro passe, com comprimento de 182 mm, definiu o “Ressalto 1”, onde foi possível obter os dados de rugosidade média (R_a), média parcial (R_z) e total (R_t) para a ferramenta nova ($VB = 0$). Ao longo do primeiro passe também foram coletados dados de força para registrar o comportamento da aresta de corte em estado novo para cada amostra.
- Para obter o “Ressalto 2”, foram planejadas medições desse desgaste a cada cinco passes realizados até que a ferramenta atingisse o valor de $VB \cong 0,1$ mm.
- Após atingir esse valor, prosseguiu-se a usinagem com a mesma ferramenta até um valor de $VB \cong 0,2$ mm, definindo assim o “Ressalto 3”. Portanto, correspondendo ao último passe, onde a ferramenta atingiu o seu fim de vida. Essa metodologia possibilitou as medições das rugosidades ao final da usinagem do corpo de prova.

Optou-se por manter a profundidade de corte constante e igual ao raio de ponta da ferramenta ($r_\epsilon = 0,4$ mm) devido ao fato de a progressão do desgaste de flanco ser pouco influenciado pela profundidade de corte em relação à velocidade de corte (v_c) e ao avanço (f) [Diniz et al., 2013; Machado et al., 2015]. Além disso, o valor de a_p pode possibilitar uma boa visualização de uma possível formação de entalhe, pois a mesma poderá ocorrer no final do raio de ponta, isto é, a uma distância da borda da ferramenta de 0,4 mm já que, no caso, o valor da largura do cavaco (b) será similar ao da profundidade de corte (a_p), pois $\chi_r = 93^\circ$.

3.4 Aquisição de Sinais de Força

A Figura 3.6 ilustra a estrutura experimental do sistema de aquisição de forças utilizado nas **Etapas 1 e 2**.

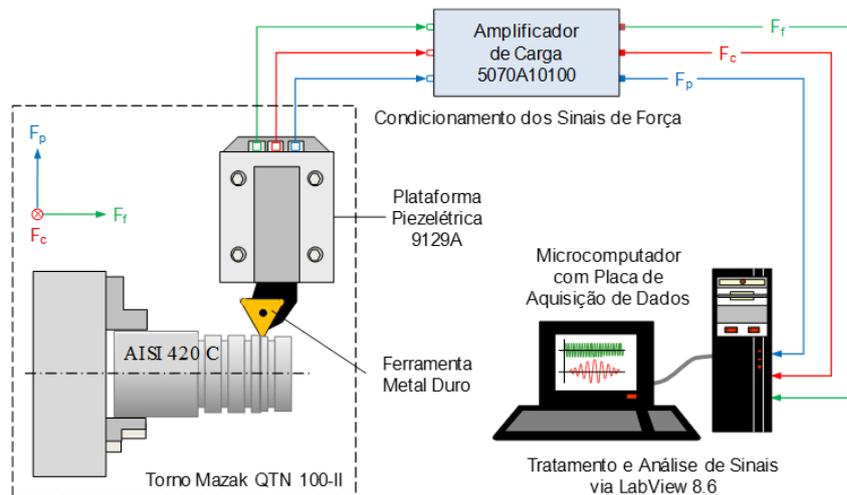


Figura 3.6 – Estrutura experimental para aquisição de forças (LAUS/UFRGS) .

O equipamento utilizado para aquisição dos dados de força foi um dinamômetro piezométrico (conhecido também por plataforma piezométrica) Kistler modelo 9129A que permite a aquisição das três componentes ortogonais da força de usinagem. Na Figura 3.7a são indicadas as direções das componentes ortogonais da força de usinagem – força passiva (F_p), força de corte (F_c) e força de avanço (F_f) representadas, respectivamente, pelos eixos X, Y e Z da plataforma instalada na torre porta-ferramentas do torno CNC Mazak QTN 100-II.

Além do dinamômetro, o sistema de monitoramento e aquisição de sinais de força é composto por um condicionador de sinais, uma placa de aquisição de dados e um software específico (Fig. 3.7b). O condicionamento de sinais (amplificação e filtragem) foi feito utilizando um condicionador Kistler modelo 5070A10100.

O sinal analógico de saída do amplificador de carga é captado por uma placa de aquisição de dados Measurement Computing™ modelo PCIM-DAS 1602/16, instalada em um microcomputador dedicado. Essa placa permite adquirir até 100 mil pontos por segundo (100 kS/s) em até oito entradas analógicas diferenciais com 16 bits de resolução.

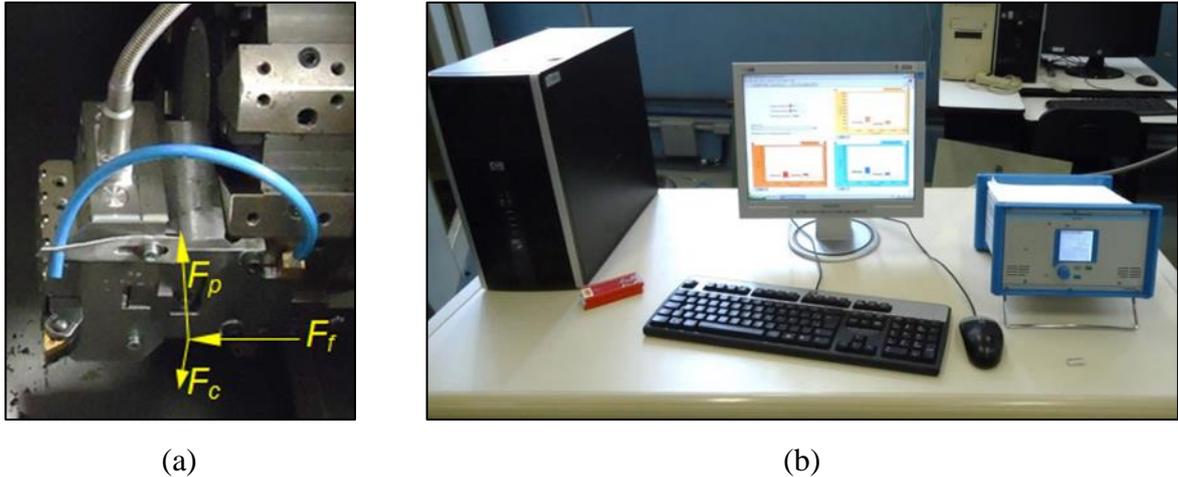


Figura 3.7 – Sistema de aquisição de sinais de força: (a) dinamômetro Kistler 9129A instalado no Torno CNC; (b) itens do sistema de monitoramento.

Em seguida, os sinais digitais gerados nos eixos X, Y e Z são processados através do software LabVIEW™ 8.6 usando uma VI (*Virtual Instrument*) desenvolvida no LAUS para a coleta de dados e visualização dos sinais (domínio do tempo) durante o processo.

A análise e o pós-processamento dos dados de força foram feitos utilizando o software Microsoft™ Excel. Para a determinação dos valores de força realizou-se a média quadrática ou RMS (*Root Mean Square*) de 1000 pontos coletados.

As influências da velocidade de corte (v_c) e do avanço (f) sobre a intensidade das forças passiva (F_p), de corte (F_c) e de avanço (F_f) foram avaliadas (efeitos principais e interação dois fatores) por meio de um projeto fatorial utilizando o software Minitab® 17.

3.4.1 Medição de Rugosidades

Para medição das rugosidades geradas na superfície usinada durante a **Etapa 2** foi utilizado o rugosímetro Mitutoyo modelo SJ-201P (Fig. 3.8a). A resolução do rugosímetro é de $0,01 \mu\text{m}$ e a agulha do apalpador possui raio de ponta de $5 \mu\text{m}$, com força de medição de 4 mN . O curso máximo é de $12,5 \text{ mm}$ e a velocidade de medição varia de $0,25$ a $0,50 \text{ mm/s}$.

Os dados do perfil de rugosidade para um dado comprimento de medição (l_m) foram coletados com auxílio de um cabo via conexão RS-232 ao computador com software dedicado

(*SJ Tools*) de modo a analisar graficamente as características dos picos e vales gerados nas superfícies usinadas das peças. Foram realizadas três medidas para cada situação (120°) na **Etapa 2** para a situação com a ferramenta nova, $VB = 0,1$ mm e $VB = 0,2$ mm.

3.5 Medição de Desgastes da Ferramenta

Os desgastes da ferramenta foram analisados qualitativa e quantitativamente através do microscópio digital USB Dino-Lite modelo AM-413ZT, com resolução de 1024×728 pixels e ampliação de $200 \times$ (Fig. 3.8b). O processamento das imagens foi feito com auxílio do software dedicado Dino-Capture 2.0.

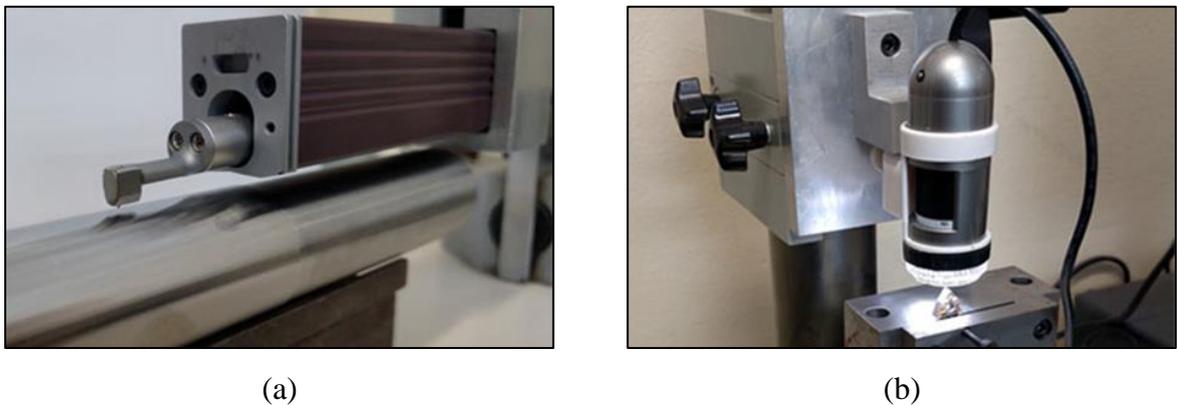


Figura 3.8 – Equipamentos para medição de rugosidade e desgaste:
(a) Rugosímetro portátil SJ-201; (b) Microscópio digital AM-413ZT.

A medição do desgaste (**Etapa 2**) gerado na ferramenta foi realizado durante o torneamento a cada cinco passes, diminuindo o número de passes próximos ao desgaste de $VB = 0,1$ mm e $VB = 0,2$ mm.

A Figura 3.9 mostra as imagens da ferramenta nova utilizada na **Etapa 2** do trabalho.

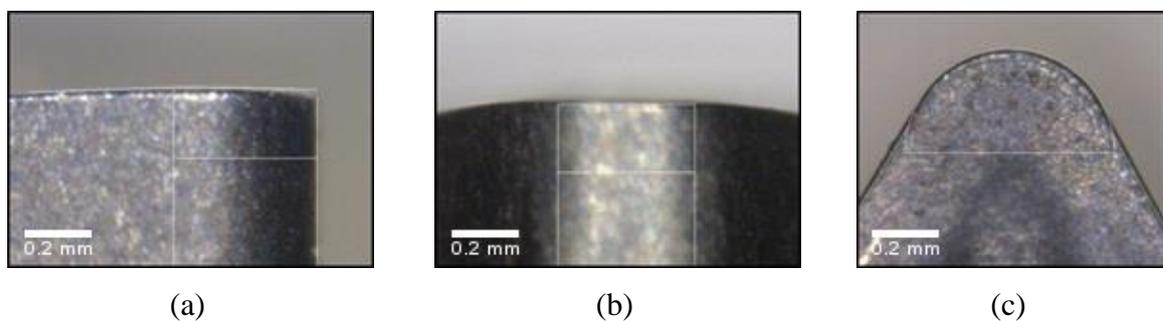


Figura 3.9 – Ferramenta TNMG nova: (a) flanco (folga); (b) ponta; (c) face (saída).

As imagens da Figura 3.9 servem como padrão (gabarito) para possibilitar a verificação e/ou leitura da marca de desgaste no flanco (superfície de folga), na ponta e na face (superfície de saída) do inserto TNMG 160404 SF 1105.

3.6 Avaliação dos Mecanismos de Desgastes das Ferramentas

A fim de se verificar os mecanismos de desgaste das superfícies dos insertos utilizados na **Etapa 2** foi realizada uma análise via microscópio eletrônico de varredura (MEV) e sonda EDS (*Energy Dispersive System*).

Como em todas as ferramentas houve a presença de material aderido. Para que o mecanismo de desgaste fosse caracterizado foi necessário atacar quimicamente as ferramentas em uma solução de HCl (10%) durante 6 horas para remoção da camada aderida para que o mecanismo de desgaste pudesse ser analisado.

3.7 Análise de Tensões Residuais

Para analisar as tensões residuais geradas nos corpos de prova usinados (**Etapas 1 e 2**) foi utilizado o equipamento X-Stress3000 (Fig. 3.10) disponível no Laboratório de Análise de Tensões (LAT) da Universidade Federal Fluminense (UFF), o qual fornece, através de um software, o valor da tensão residual no ponto medido.



Figura 3.10 – Medição utilizando o analisador de tensão residual X-Stress 3000.

Os parâmetros utilizados no equipamento da Figura 3.11 e a representação gráfica do método $\text{sen}^2\psi$ utilizado estão descritos no Apêndice A.

Realizou-se também na **Etapa 2** a análise para determinar o perfil da tensão residual nas condições com $v_c = 50$ m/min e $f = 0,08$ e $0,12$ mm/volta para os três estados de desgaste de flanco da ferramenta ($V_B = 0; 0,1$ e $0,2$ mm) a partir do polimento eletrolítico nas

profundidades de 15, 30, 45, 60 e 90 μm (Fig. 3.11). A escolha dessas combinações de parâmetros deve-se aos maiores tempos de vida da ferramenta obtidos nos ensaios executados.

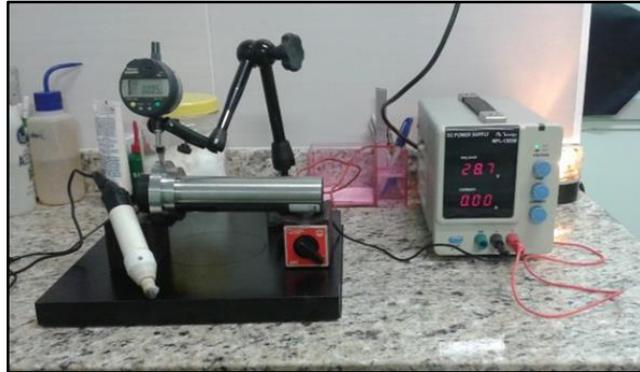


Figura 3.11 – Polimento eletrolítico para verificação do perfil da tensão residual.

3.8 Análise da Camada Branca

Realizou-se a verificação da formação da camada branca em cada amostra da **Etapa 2** através da retirada de uma porção da superfície obtida em cada ressalto. Para a retirada, foram realizados cortes por eletroerosão a fio nos três ressaltos para ferramenta nova ($VB = 0$), $VB = 0,1 \text{ mm}$ e $VB = 0,2 \text{ mm}$ (Fig. 3.12a). A microestrutura das amostras preparadas (Fig. 3.12b) conforme descrição anterior (Seção 3.1) foram observadas no microscópio da marca Zeiss, modelo Axio Lab A1 (Fig. 3.12c) disponível no LS&TC/UFRGS.

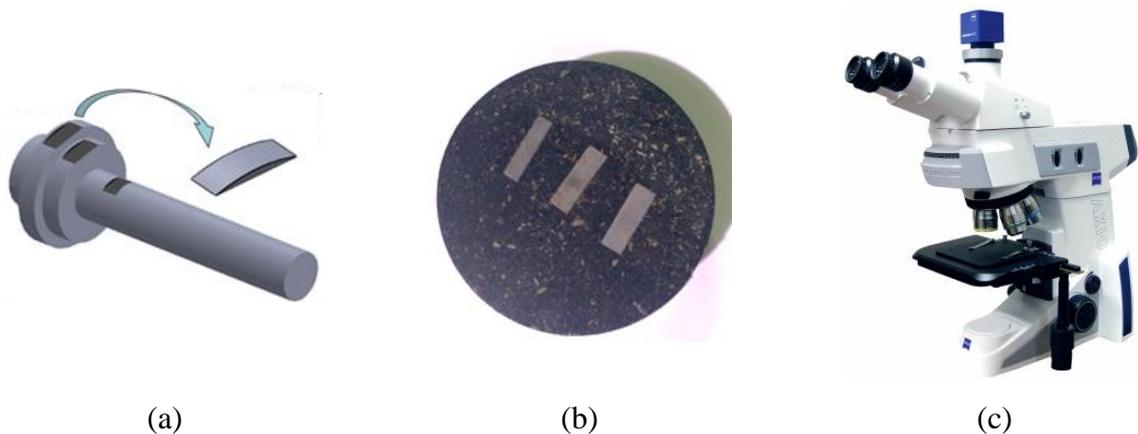


Figura 3.12 – Em: (a) corte das amostras; (b) embutimento;
(c) microscópio Zeiss modelo Axio Lab.A1

Para melhorar sua nitidez, as imagens obtidas com o microscópio foram tratadas utilizando o software *Adobe Photoshop CC*.

4 RESULTADOS

Os resultados foram divididos em duas etapas.

A **Etapa 1** apresenta os resultados obtidos no estudo com o AISI 420 C endurecido a (48 ± 1) HRC para verificar a influência da velocidade de corte (60 e 80 m/min) e do avanço (0,1 e 0,2 mm/volta) nas variações das componentes ortogonais da força de usinagem e das tensões residuais geradas na superfície usinada. A **Etapa 2** apresenta os resultados do estudo com o material endurecido a (53 ± 2) HRC utilizando três velocidades de corte (50, 60 e 70 m/min) e três avanços (0,08; 0,10 e 0,12 mm/volta) para verificar os desgastes e os mecanismos de desgastes da ferramenta, as componentes da força de usinagem e as tensões residuais ao longo da vida da ferramenta.

4.1 Etapa 1

Os resultados das componentes ortogonais da força de usinagem e das tensões residuais axiais e circunferenciais gerados no de torneamento longitudinal externo em corpos de prova do aço inoxidável AISI 420 C endurecidos a (48 ± 1) HRC com ferramentas de metal-duro WNMG-MF1 ($r_e = 0,4$ mm) serão apresentados nas subseções que se seguem.

Para tanto, realizou-se um projeto fatorial completo composto por dois níveis de velocidade de corte ($v_c = 60$ e 80 m/min) e dois de avanço ($f = 0,1$ e 0,2 mm/volta). Vale lembrar que a profundidade de corte foi mantida constante ($a_p = 0,5$ mm).

4.1.1 Componentes da força de usinagem

A Figura 4.1 mostra o comportamento das parcelas estáticas das componentes da força de usinagem. As barras de erros representam a parcela dinâmica das componentes.

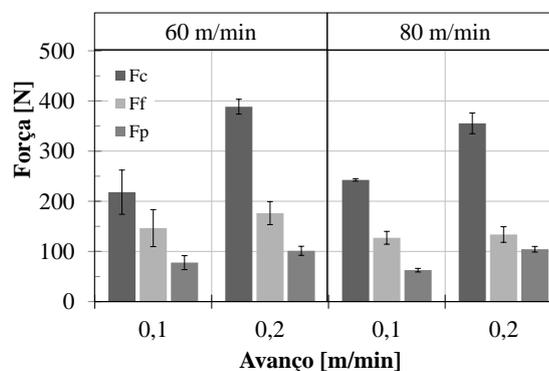


Figura 4.1 – Componentes ortogonais da força de usinagem.

No gráfico, a força de corte (F_c) atingiu a maior amplitude, seguida pela força de avanço (F_f). A força passiva (F_p) gerada assumiu os menores valores. Os resultados estão de acordo com os encontrados em Noordin et al., 2012, onde as forças diminuíram com o aumento de velocidade de corte (v_c) devido a maior temperatura envolvida e o incremento das componentes devido ao aumento de avanço (f). Por outro lado, Delijaicov, 2004, concluiu em seu estudo que no torneamento de materiais endurecidos (TME) a F_p atinge maiores valores durante o corte, já Bordinassi, 2006, cita que isto pode não ocorrer, pois as forças F_f e F_p dependem dos ângulos de posição (χ_r), de folga (α) e de saída (γ) da ferramenta de corte.

Força passiva

A análise fatorial para os valores da força passiva (F_p) em função dos parâmetros de corte estudados (avanço f e velocidade de corte v_c) pode ser ilustrada através da Figura 4.2.

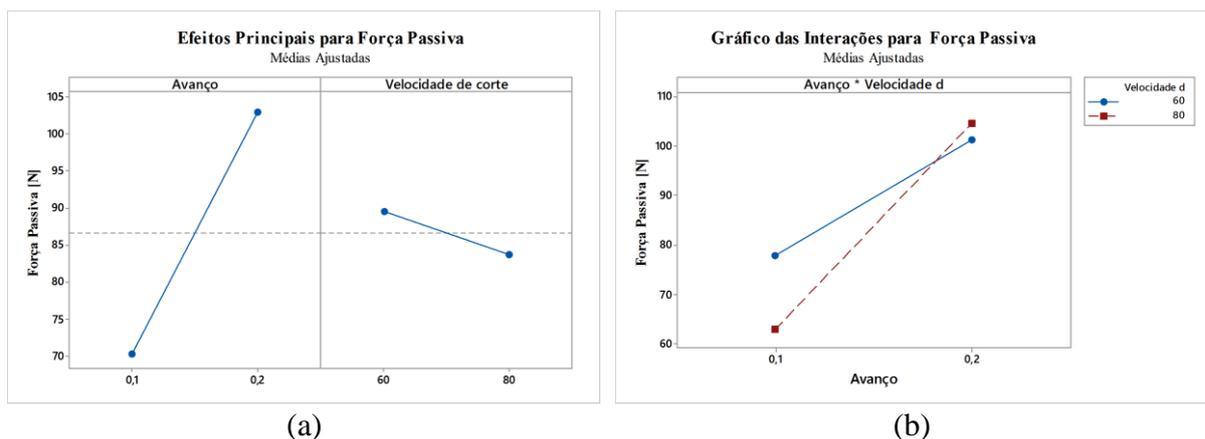


Figura 4.2 – Força passiva: (a) efeitos principais; (b) interações.

A Figura 4.2a apresenta os efeitos principais sobre a F_p , onde se verifica o aumento de F_p em função principalmente do aumento de f , único parâmetro significativo, como mostra o Diagrama de Pareto (Fig. 4.5). Com relação às interações (Fig. 4.2b) observa-se que para os maiores níveis de f e v_c foram obtidos os maiores valores de F_p .

Força de corte

A análise fatorial para os valores da força de avanço (F_c) em função do avanço (f) e da velocidade de corte (v_c) pode ser representada pela Figura 4.3. Nota-se pela Figura 4.3a que f foi o parâmetro mais influente sobre F_c . Porém, praticamente não houve diminuição do valor de F_c com o aumento de v_c . A Figura 4.3b indica que para a maior v_c ocorreu uma diminuição de F_c para o maior f .

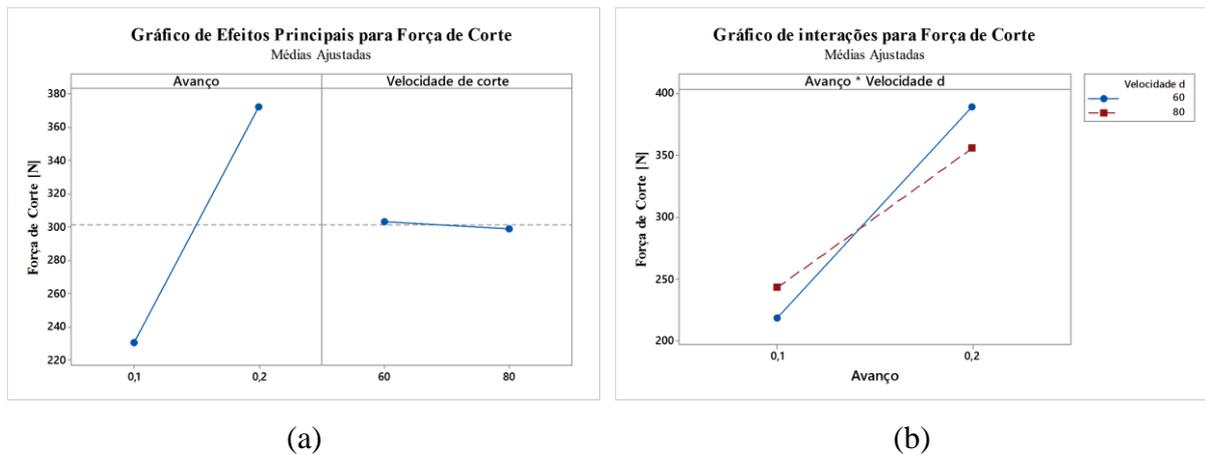


Figura 4.3 – Força de corte: (a) efeitos principais; (b) interações.

Força de avanço

A análise fatorial para os valores da força de avanço (F_f) em função dos parâmetros de corte estudados pode ser verificada pela Figura 4.4.

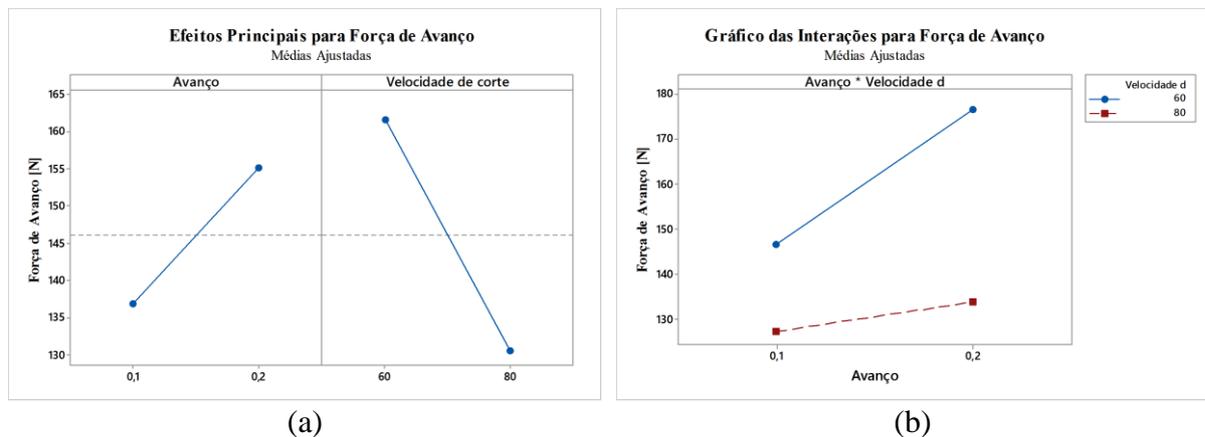


Figura 4.4 – Força de avanço: (a) efeitos principais; (b) interações.

A Figura 4.4a mostra o efeito dos parâmetros sobre F_f , onde se constata o aumento desta componente em função principalmente do aumento de f e da diminuição de v_c . Verifica-se na Figura 4.4b que, para a menor v_c combinada com o maior f ocorreu a maior F_f .

Diagramas de Pareto para as forças

Os diagramas da Figura 4.5 mostram que, para uma confiança de 95%, o avanço foi o único parâmetro significativo sobre as forças passiva e de corte. No entanto, este não apresenta efeito significativo sobre a força de avanço.

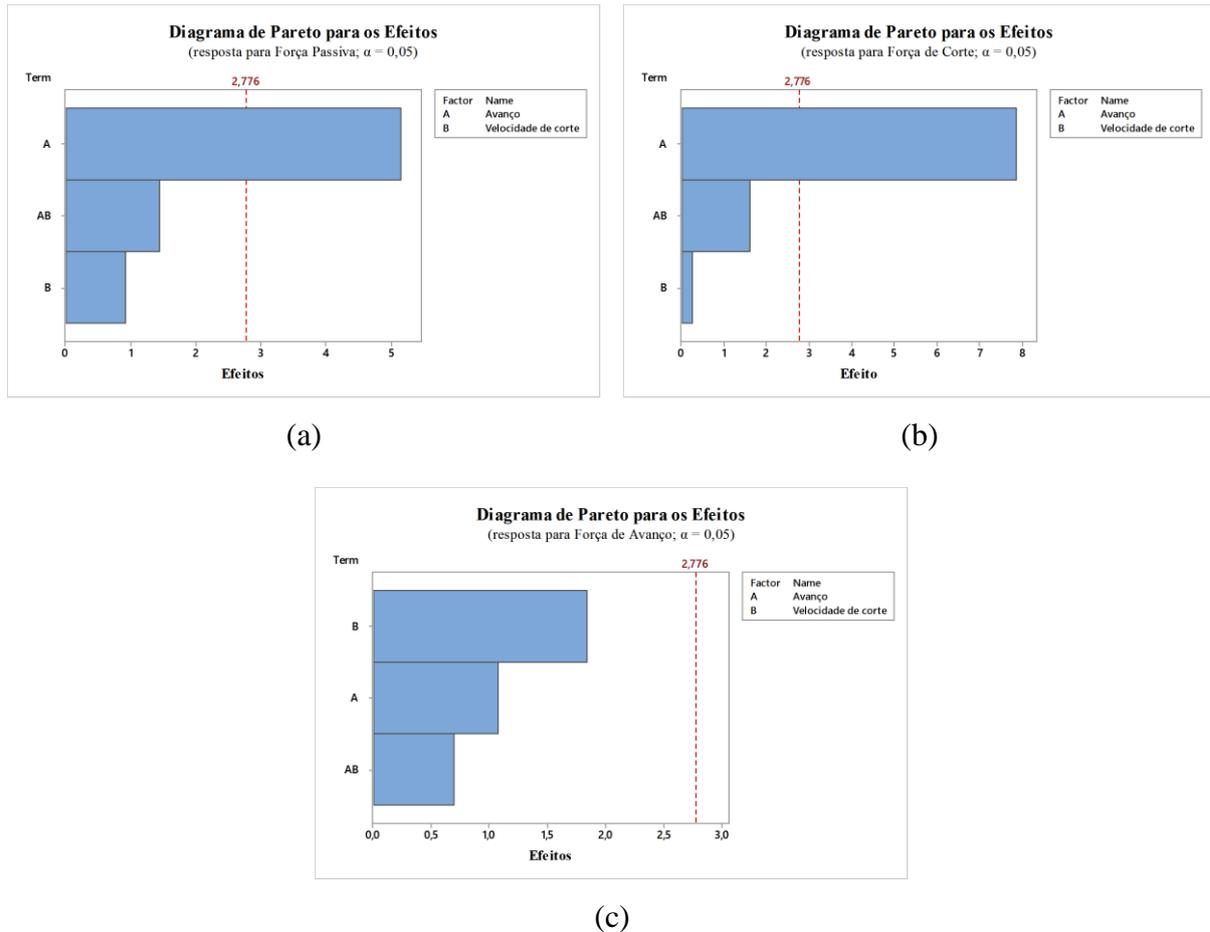


Figura 4.5 – Diagrama de Pareto para os efeitos sobre as forças: (a) F_p ; (b) F_c , (c) F_f .

4.1.2 Tensões residuais circunferencial e axial

Objetivou-se identificar quais as variáveis controláveis possuem maior influência na variável de resposta da tensão residual circunferencial (na direção de corte) e axial (na direção de avanço). Conforme citado anteriormente por Capello et al., 1999, quanto maior o valor de tensão compressiva (ou menor o valor de tração trativa), melhores serão as propriedades do componente (resistência à fadiga).

Os valores das tensões residuais circunferencial e axial obtidos para o estudo são indicados pela Figura 4.6. Variando-se os parâmetros de corte utilizados, evidencia-se que a formação da tensão residual (circunferencial e axial) é influenciada pelos fenômenos mecânicos de deformação e fatores térmicos. Uma variação dos parâmetros de corte estudados gera uma mudança nos valores de tensão residual. Com o aumento do avanço (f), considerando $v_c = 60$ m/min, as tensões circunferencial e axial sofreram alterações de compressiva para trativa; já com $v_c = 80$ m/min a mudança foi de trativa para compressiva para a tensão axial, enquanto que a tensão circunferencial se manteve compressiva.

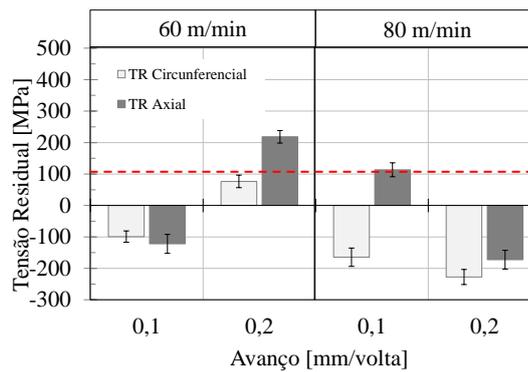


Figura 4.6 – Tensão residual circunferencial e axial.

Sasahara, 2005, explica que a tensão residual axial afeta a vida em fadiga de um componente rotativo. O autor verificou o efeito das condições de torneamento de acabamento para um aço AISI 1045, e para tensões residuais compressivas ou menores que 100 MPa a vida em fadiga do componente excedeu 10^7 ciclos. Assim, considerando este fator limitante (linha vermelha tracejada no gráfico), pode-se constatar que para as condições críticas (maior para $v_c = 60$ m/min com $f = 0,2$ mm/volta e menor para $v_c = 80$ m/min com $f = 0,1$ mm/volta) o efeito térmico superou o efeito mecânico, gerando tensões residuais axiais trativas.

Tensão circunferencial

A Figura 4.7 apresenta a análise fatorial para valores de tensão residual circunferencial (direção de corte) em função dos parâmetros estudados (avanço e velocidade de corte).

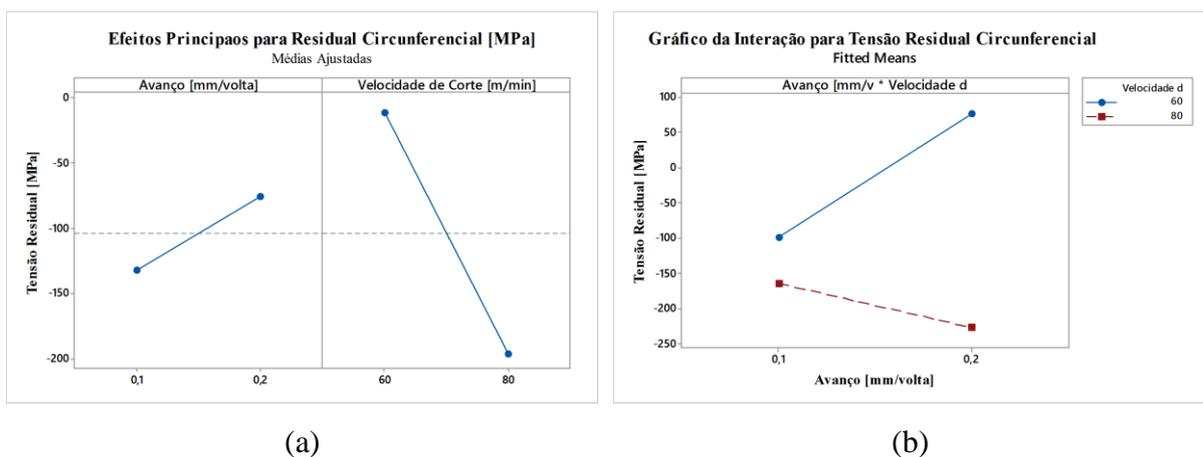


Figura 4.7 – Tensão residual circunferencial: (a) efeitos principais; (b) interações.

Verifica-se na Figura 4.7a que tanto o avanço (f) como a velocidade de corte (v_c) modificaram os valores médios das tensões residuais circunferenciais devido à inclinação íngreme desses efeitos. O aumento de v_c contribuiu para menores valores desta tensão, assim

como um decréscimo de f , que também contribui para a diminuição das mesmas. Se a tensão residual circunferencial é comparada com as forças geradas, verifica-se um comportamento semelhante em relação ao avanço, onde os menores valores geram menores valores de força.

Na Figura 4.7b constata-se também o maior valor da tensão circunferencial para a combinação de menor v_c com maior f . Já o contrário ocorreu para maior v_c com o maior f .

Tensão axial

A Figura 4.8 mostra a análise fatorial para os valores de tensão residual axial (na direção do avanço) em função do avanço f e da velocidade de corte v_c .

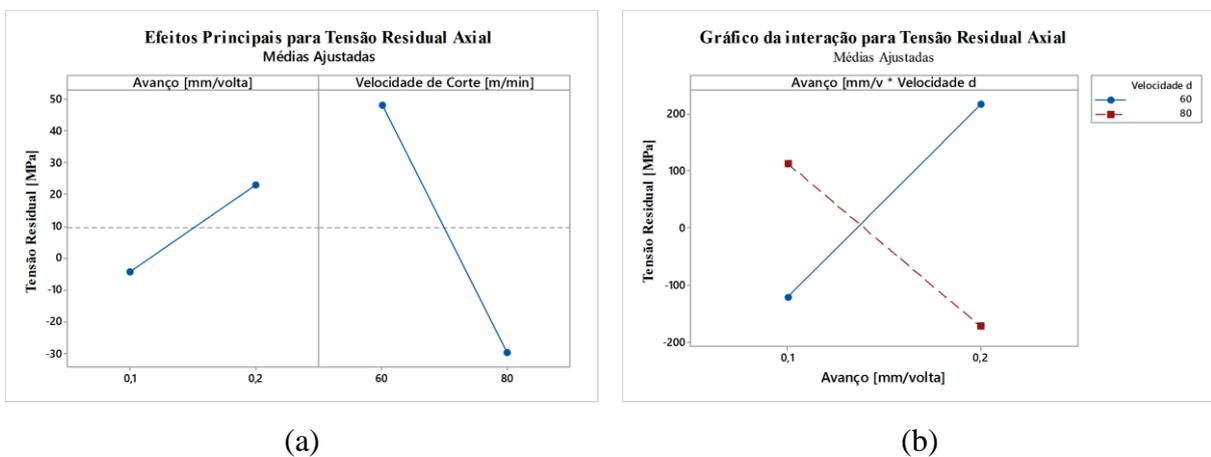


Figura 4.8 – Tensão residual axial: (a) efeitos principais; (b) interações.

Pela Figura 4.8a verifica-se um comportamento análogo ao da anterior. Da mesma forma que a tensão circunferencial, a tensão axial, se comparada com as forças geradas, apresenta comportamento parecido em relação ao aumento do avanço, que também gera um aumento nos valores de força. No caso das interações (Fig. 4.8b) observam-se semelhanças ao comportamento ilustrado pela Figura 4.7b, pois para a menor v_c com maior f , o valor de tensão axial foi maior. Já o contrário ocorreu para a maior v_c com o maior f .

Diagramas de Pareto para as tensões

Os Diagramas de Pareto representados pela Figura 4.9 mostram que, para uma confiança de 95%, os efeitos da velocidade de corte (v_c) e da interação do avanço (f) com v_c foram significativos sobre a tensão residual circunferencial (Fig. 4.9a). No entanto, somente a interação de f com v_c teve efeito significativo sobre a tensão axial (Fig. 4.9b).

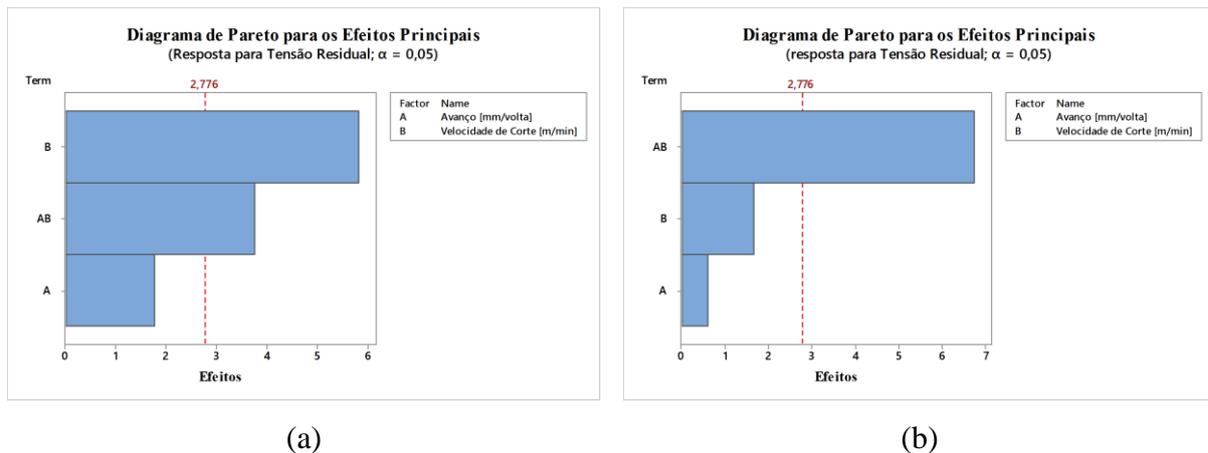


Figura 4.9 – Diagrama de Pareto para os efeitos sobre as tensões residuais:

(a) circunferencial; (b) axial.

4.1.3 Comentários finais e discussão

As variáveis controláveis (velocidade de corte v_c e avanço f) influenciam as variáveis de resposta (componentes ortogonais da força e tensões residuais) no torneamento do AISI 420 C endurecido a (48 ± 1) HRC com ferramentas de metal-duro WNMG-MF1.

Os resultados de tensões residuais foram semelhantes aos citados por Jang et al., 1996, pois o menor avanço produziu peças com menores níveis de tensão circunferencial (de compressão), também semelhante aos resultados de Capello et al., 1999, que verificou que as tensões também são influenciadas pelo avanço. No entanto, os resultados encontrados diferem em parte dos resultados encontrados por outros autores (Dahlman et al., 2004, Saoubi et al., 1999). Assim, percebe-se que as tensões residuais dependem grandemente das variáveis estudadas (e de outras não estudadas como, por exemplo, raio de ponta, coberturas de ferramenta, ângulo da saída da ferramenta, etc.). Também se sabe que pequenas alterações nos parâmetros estudados modificam os valores de tensão obtidos.

Outro fato que pode ser verificado é que, para as variáveis estudadas (velocidade de corte e avanço) o aumento de f causa um aumento nos valores das tensões residuais (nas tensões circunferenciais, uma diminuição das tensões compressivas e nas tensões axiais maiores valores de tensão trativa). O contrário pode ser verificado para o aumento de v_c , causando uma diminuição dos valores de tensão residual circunferencial e os de tensão axial passando de trativa para compressiva.

As componentes da força de usinagem sofreram grande influência do avanço, onde um acréscimo de f gerou um aumento nos valores destas componentes. Desta maneira, percebe-se

a relação entre o aumento das forças e a modificação das tensões residuais tanto em magnitude quanto em sentido. E isto pode estar atrelado, segundo Denkena e Biermann, 2014, ao ângulo de saída efetivo da ferramenta (γ_{eff}) ser negativo na superfície de folga, pois o carregamento mecânico e térmico ocorre sobre a microgeometria da ferramenta devido à baixa espessura de corte (h). As tensões residuais foram geradas pela deformação elástica devido ao maior f e pelo efeito térmico localizado, sendo que para o aumento de f com $v_c = 60$ m/min, os efeitos térmicos foram maiores que os mecânicos gerando tensão trativa.

Pode-se pressupor que, existe certa relação entre o aumento das forças e a modificação da tensão residual. Por fim, valores mais baixos de tensão residual, nos dois sentidos, foram obtidos utilizando-se menores avanços combinados com maiores v_c .

4.2 Etapa 2

Os efeitos dos desgastes gerados em ferramentas de metal-duro TNMG-SF sobre as componentes ortogonais da força de usinagem, sobre as rugosidades das superfícies e sobre as tensões residuais axiais e circunferenciais geradas em corpos de prova do aço inoxidável AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC por torneamento cilíndrico externo serão apresentados nas subseções que se seguem.

Para tanto, foram realizados ensaios de fim de vida considerando um projeto fatorial completo composto por três níveis de velocidade de corte ($v_c = 50; 60$ e 70 m/min) e três de avanço ($f = 0,08; 0,10$ e $0,12$ mm/volta). A profundidade de corte foi mantida constante e igual ao raio de ponta da ferramenta ($a_p = r_\epsilon = 0,4$ mm).

4.2.1 Investigação sobre a vida da ferramenta de corte

O tempo de duração de uma ferramenta (T) depende fortemente do material da peça, do material da ferramenta, dos parâmetros de corte e da utilização ou não de meio lubrificante. Tais variáveis de entrada afetam a ocorrência de falhas (desgastes e avarias) na ferramenta de corte e o grau de acabamento (textura e integridade) da superfície usinada, fatores estes limitadores desse tempo de vida da ferramenta. No caso, o critério de fim de vida foi estabelecido pela largura da marca de desgaste de flanco ($VB = 0,2$ mm). O desgaste de cratera não foi considerado como limite devido à sua dificuldade de quantificação.

A Figura 4.10 apresenta os gráficos das curvas de vida obtidas com os dados de desgaste de flanco (VB) coletados ao longo da usinagem de todos os corpos de prova. Como era esperado, o aumento da velocidade de corte (v_c) e o aumento do avanço (f), em todas as

situações, geraram diminuição no tempo de vida da ferramenta (T). A Figura 4.11, mostra a curva para o tempo de vida obtida para os ensaios realizados.

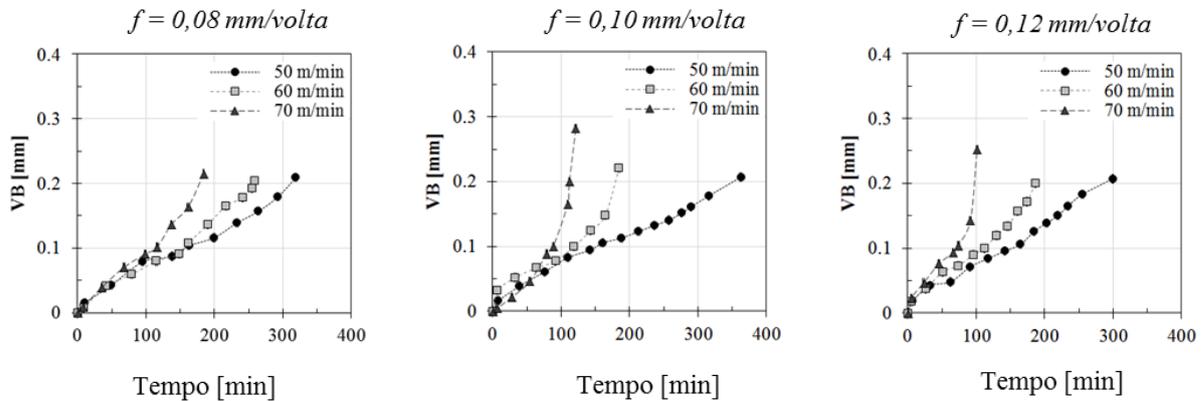


Figura 4.10 – Evolução do desgaste de flanco (VB) em função do tempo de corte para diferentes combinações de parâmetros de corte.

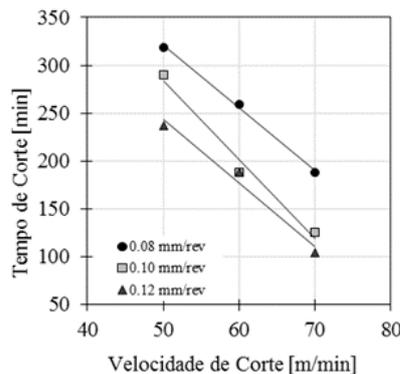


Figura 4.11 – Curva de vida obtida para os ensaios realizados.

Para a maior velocidade de corte ($v_c = 70$ m/min), um aumento de 50% no avanço (de 0,08 para 0,12 mm/volta) promoveu uma redução no tempo de vida da ferramenta de 47%. Por outro lado, utilizando o avanço médio ($f = 0,1$ mm/volta), um aumento de 40% na velocidade de corte (de 50 para 70 m/min) gerou uma redução de 68% no tempo de vida.

Os resultados estão de acordo com Diniz et al., 2010 e Klocke, 2011, que mencionam que a progressão do desgaste é influenciada principalmente pela velocidade de corte, pois com o seu incremento, aumenta-se a energia (calor) imputada ao processo, sem um acréscimo da área da ferramenta para dissipar tal energia. O incremento do avanço também acrescenta mais energia ao processo, porém também aumenta a área da ferramenta que recebe esse calor.

Os tempos de vida obtidos para a ferramenta de corte utilizada (metal-duro TNMG-SF com grãos extrafinos e revestimento de TiAlN) foram elevados (de 100 a 300 min). Como a

vida da ferramenta depende principalmente dos parâmetros de corte v_c e f , constata-se que os valores utilizados não foram altos o suficiente (vale citar que os especialistas da Sandvik sugeriram valores ainda menores de velocidade de corte para o torneamento do AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC com essa ferramenta: $v_c \leq 40$ m/min). Em um teste preliminar, ao se utilizar a combinação de $v_c = 80$ m/min com $f = 0,12$ mm/volta, verificou-se que a ferramenta apresentou lascamentos precocemente (após cerca de 8 min de usinagem).

Analisando a Figura 4.10, o desgaste de flanco se apresentou de maneira progressiva com o tempo de corte. Entretanto, notaram-se comportamentos diferentes para $v_c = 70$ m/min com $f = 0,10$ e $0,12$ mm/volta, já que o desgaste evoluiu rapidamente após atingir $VB = 0,1$ mm. O que pode ter ocorrido é que tais combinações (maior v_c com maiores f), associada com a baixa condutividade térmica do AISI 420 C (30 W/m·K) podem elevar consideravelmente a temperatura na região de corte, fazendo com que a ferramenta perca suas propriedades e, desta forma, acelere o desgaste pela ação dos mecanismos químicos de difusão e oxidação. Outra situação pode estar relacionada à proteção térmica fornecida pelo revestimento da ferramenta (TiAlN) que, quando removido, deixa o substrato exposto.

A partir dos gráficos de efeitos principais (Fig. 4.12a) e de interações dois fatores (Fig. 4.12b) sobre o tempo de vida da ferramenta (T), confirma-se a influência de ambos os parâmetros (v_c e f), com a maior participação da velocidade de corte.

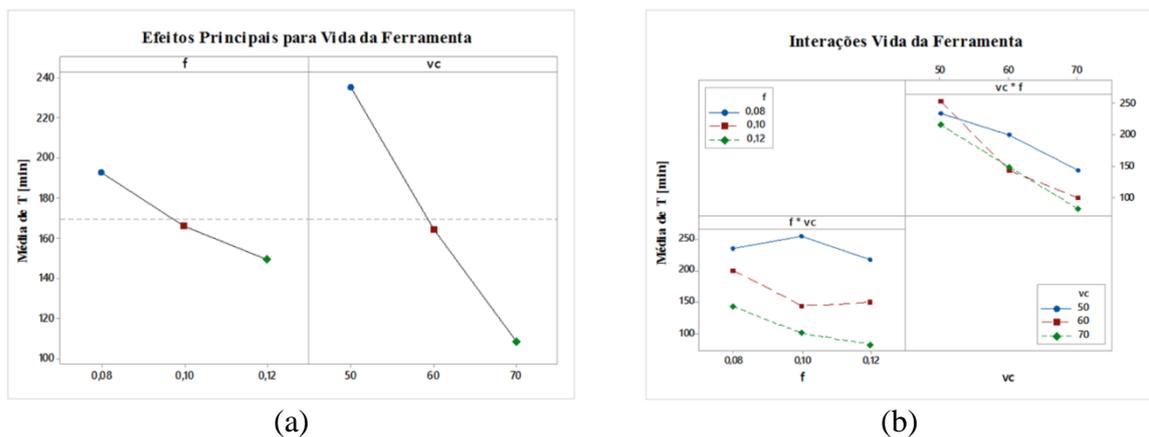


Figura 4.12 – Influência dos parâmetros de corte sobre a vida da ferramenta:

(a) efeitos principais; (b) interações.

Os resultados encontrados estão em consonância com os obtidos por Benlahmidi et al., 2016, já que, além dos maiores valores de v_c e f , a progressão de VB também ocasionou uma diminuição no tempo de vida (T), principalmente porque o aumento da temperatura na zona de corte acelerou o desgaste da ferramenta.

4.2.2 Análise dos desgastes na ferramenta

Através da microscopia óptica, foram captadas imagens das superfícies de folga (flanco), de saída (face) e da ponta da ferramenta de corte TNMG-SF, em sua condição final de desgaste ($VB = 0,2$ mm), para as três velocidades de corte e os três avanços. Estas imagens correspondem à ferramenta sem ataque químico e com ataque químico (6 horas em solução de HCl para retirar o material aderido) e são apresentadas no Apêndice B.

A Figura 4.13 apresenta as imagens do flanco (superfície de folga), da ponta e da face da ferramenta na condição considerada mais crítica ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta) para a ferramenta sem e com ataque químico.

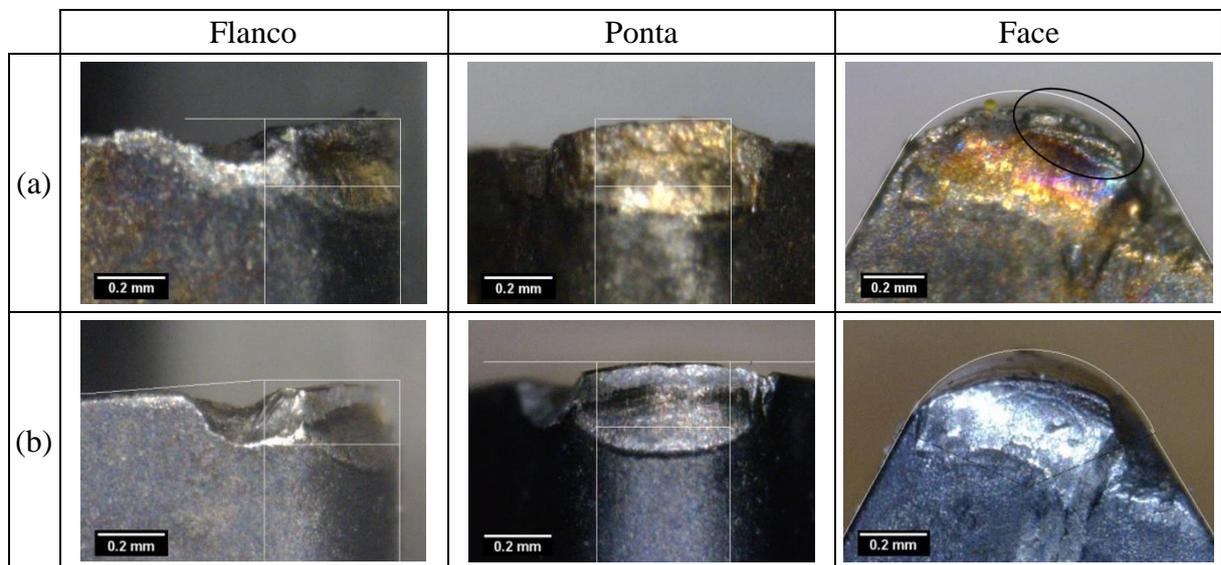


Figura 4.13 – Imagens do inserto por microscopia óptica usado para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta: (a) sem ataque químico; (b) após ataque químico.

Pela análise da superfície de saída (face), observa-se a presença de desgaste de cratera (círculo preto) na vizinhança da aresta de corte, começando no raio de ponta da ferramenta. Nota-se também que o entalhe formado no flanco foi tão extenso que ocorreu a eliminação da região onde a craterização deveria ocorrer. Em todas as condições de corte utilizadas teve ocorrência de material aderido (em especial, na ponta e no flanco, como mostra a Fig. 4.13a) e a presença dos desgastes de flanco e entalhe. Uma provável delaminação do revestimento foi constatada para todos os avanços com $v_c = 70$ m/min (Fig. 4.13b) e também um desgaste acentuado na ponta pela diferença do contorno da ferramenta desgastada em comparação à linha branca (contorno do raio da ferramenta nova, como mostra a Fig. 4.13b), modificando a sua geometria, ou seja, promovendo um aumento do raio de ponta (r_ϵ).

Caracterização dos mecanismos de desgaste da ferramenta

Como mencionado anteriormente, em todos os ensaios realizados houve material aderido à ferramenta. Assim, para realizar a análise no MEV/EDS, os insertos foram atacados quimicamente com HCl para a remoção do material aderido. A Figura 4.14 mostra o desgaste de flanco da ferramenta para condição menos severa ($v_c = 50$ m/min $f = 0,08$ mm/volta).

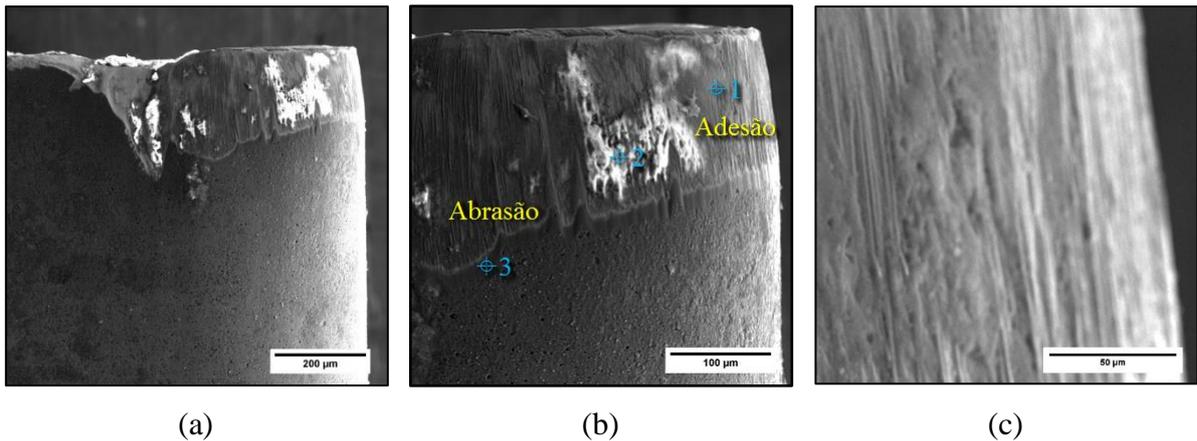


Figura 4.14 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $v_c = 50$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) vista geral; (b) detalhe da superfície de folga; (c) adesão.

Na Figura 4.14 há evidências da adesão (Fig. 4.14c) e também do mecanismo de desgaste por abrasão mecânica devido à presença de sulcos (estrias) paralelos na direção de fluxo do material. Segundo Lou et al., 1999, a possível causa desta aparência está relacionada com o arrancamento dos grãos duros do substrato da ferramenta pelos carbonetos endurecidos do material da peça, o que faz com que esses grãos sejam separados do ligante. Nesta superfície também se verifica o desgaste de entalhe na aresta de corte, onde a borda do cavaco desliza (observado em todas as situações). Isto pode estar atrelado à taxa de encruamento do material (abrasão provocada pela alta dureza do cavaco segmentado – serrilhado na borda ou forma de dente de serra) [Grzesik, 2008].

Pela análise realizada via MEV/EDS da Figura 4.14b (Tab. 4.1), o EDS $\oplus 1$ indica a presença de cobalto (Co) e tungstênio (W), ambos elementos químicos constituintes do substrato da ferramenta, juntamente com ferro (Fe) e cromo (Cr), constituintes da peça. Isso sugere que mesmo após o ataque químico, o material da peça ainda está aderido ao inserto. O EDS $\oplus 2$ mostra maior quantidade de Co, acusando a provável formação de um carboneto complexo. Esse, segundo Machado et al., 2009, possui resistência a abrasão menor que o WC original. Talvez esse novo carboneto ainda não tenha sido removido pela ação dos

mecanismos de *attrition* ou de abrasão (observado nesta condição). No EDS $\oplus 3$ verifica-se a remoção parcial do revestimento da ferramenta.

Tabela 4.1 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 50$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
$\oplus 1$	7,7	9,4	24,2	57,9	–	–
$\oplus 2$	1	1,3	95,3	2,4	–	–
$\oplus 3$	–	–	–	32,4	31,0	35,6

A Figura 4.15 ilustra detalhes do desgaste de flanco da ferramenta para condição $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta.

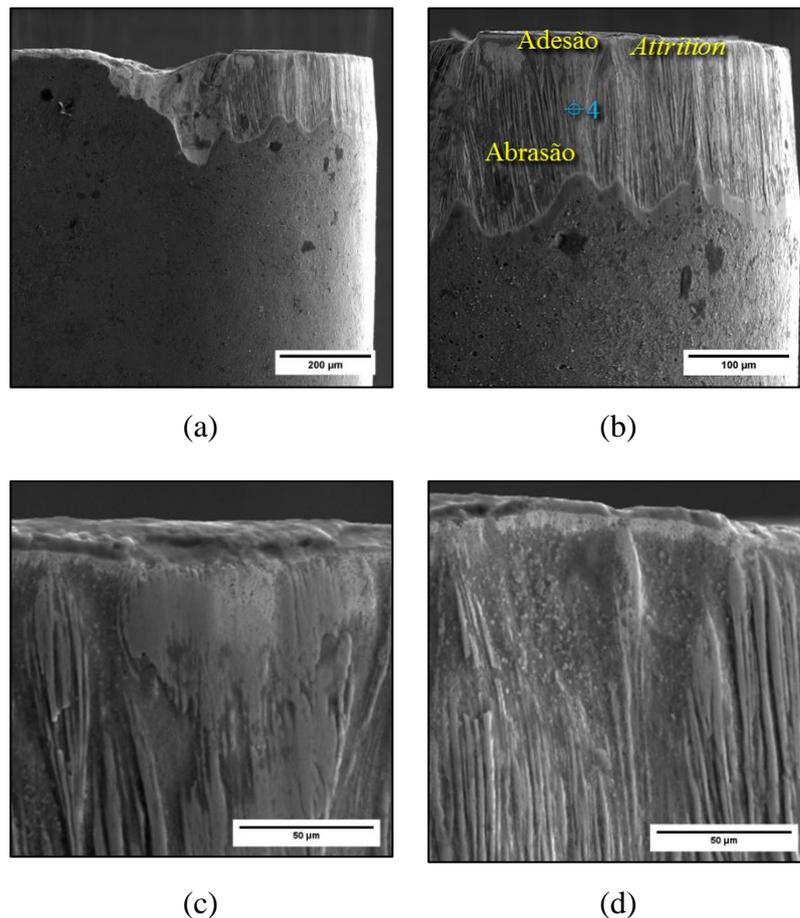


Figura 4.15 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) vista geral; (b) detalhe da superfície de folga; (c) adesão; (d) *attrition*.

Como na situação anterior, há a presença de entalhe e dos mecanismo de abrasão (Fig. 4.15b) e adesão (Fig. 4.15c). Também há indícios de desgaste por *attrition* (Fig. 4.15d)

onde o material aderido é periodicamente removido, extraindo partículas do material da ferramenta, que possui a aparência de material arrancado. O mecanismo de desgaste por *attrition* está presente em praticamente todas as situações, com exceção da anterior ($v_c = 50$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta). Na Tabela 4.2, o resultado da análise EDS $\oplus 4$ indica a presença de material da peça aderido ao substrato da ferramenta.

Tabela 4.2 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
$\oplus 4$	26,1	31,2	7,3	35,4	–	–

A Figura 4.16 apresenta detalhes do desgaste de flanco da ferramenta para condição $v_c = 70$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta.

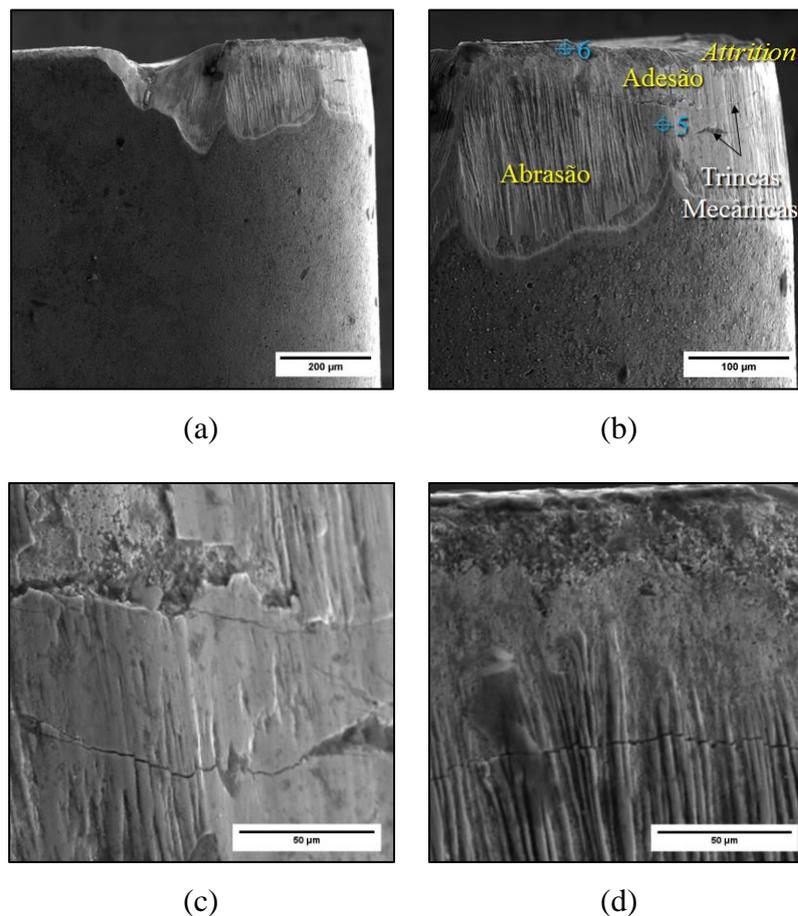


Figura 4.16 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) vista geral; (b) detalhe da superfície de folga; (c) adesão e trincas mecânicas; (d) *attrition* e trincas mecânicas.

Verifica-se a presença de sulcos paralelos (Fig. 4.16b) evidenciando o mecanismo de desgaste por abrasão. Há a presença de material aderido (Fig. 4.16c) confirmado através do EDS $\oplus 5$ (Tab. 4.3) e de trincas de origem mecânicas que, segundo Diniz et al., 2010, têm sua possível causa na variação de esforços mecânicos na aresta de corte (que pode ser atribuída à progressão do desgaste, a qual gerou um aumento das forças, conforme será visto na Fig. 4.17). As trincas podem se propagar e levar a ferramenta à quebra. O EDS $\oplus 6$ (Tab. 4.3) indica a falta de revestimento causada pelo desgaste através de elementos que compõem o substrato (W e Co). Observa-se também a presença do mecanismo de desgaste por *attrition* com aparência áspera, sugerindo que houve grãos arrancados e arrastados (Fig. 4.16d). Nesta condição também houve a presença de trincas de origem mecânica.

Tabela 4.3 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
$\oplus 5$	50,1	47,4	–	2,1	–	–
$\oplus 6$	–	–	0,8	99,2	–	–

As demais situações estudadas apresentam resultados semelhantes, presentes no Apêndice C e resumidos na Tabela 4.4 para todas as condições.

Tabela 4.4 – Resumo dos mecanismos de desgastes e avarias observados na superfície de folga das ferramentas de corte.

Condições de corte		Mecanismos			
v_c [m/min]	f [mm/volta]	de desgastes			de avarias
50	0,08	Abrasão	Adesão	–	–
	0,10			<i>Attrition</i>	
	0,12				
60	0,08	Abrasão	Adesão	<i>Attrition</i>	–
	0,10		–		Trincas mecânicas
	0,12		Adesão		–
70	0,08	Abrasão	Adesão	<i>Attrition</i>	Trincas mecânicas
	0,10				
	0,12				

Para todas as situações, o mecanismo de desgaste comum foi a abrasão. A adesão de material da peça no flanco da ferramenta também se mostrou presente na maioria das situações. Esses resultados estão de acordo com os encontrados na usinagem de aços

inoxidáveis martensíticos por Noordin et al., 2007 e Corrêa et al., 2017 (torneamento) e por Liew e Ding 2008 e Liew, 2010 (fresamento). A não presença de Ti e Al e a presença de W sobre o flanco da ferramenta indicam a remoção do revestimento por abrasão e *attrition*.

De acordo com Diniz et al., 2016, devido à ductilidade do aço inoxidável, a extrusão de material entre a ferramenta e a peça provoca adesão de material no flanco, a qual pode gerar desgastes por *attrition*. Esse processo é acompanhado pela abrasão que contribui com a remoção das camadas de revestimento, aumentando o atrito e tornando o *attrition* ainda mais influente. Machado et al., 2009, mencionam que este mecanismo ocorre a baixas velocidades de corte com possível aparecimento de APC; entretanto, deixam claro que isso é relativo, visto que se o fluxo de material que incide na superfície de saída for irregular, também a altas velocidades, pode favorecer o *attrition*. As trincas mecânicas observadas ocorreram possivelmente devido as maiores forças geradas em função do desgaste (ver Fig. 4.17).

4.2.3 Análise das componentes ortogonais da força de usinagem

A Figura 4.17 mostra os valores médios de força para os três estágios de desgaste de flanco da ferramenta de corte ($VB = 0$ [mm], 0,1 mm e 0,2 mm).

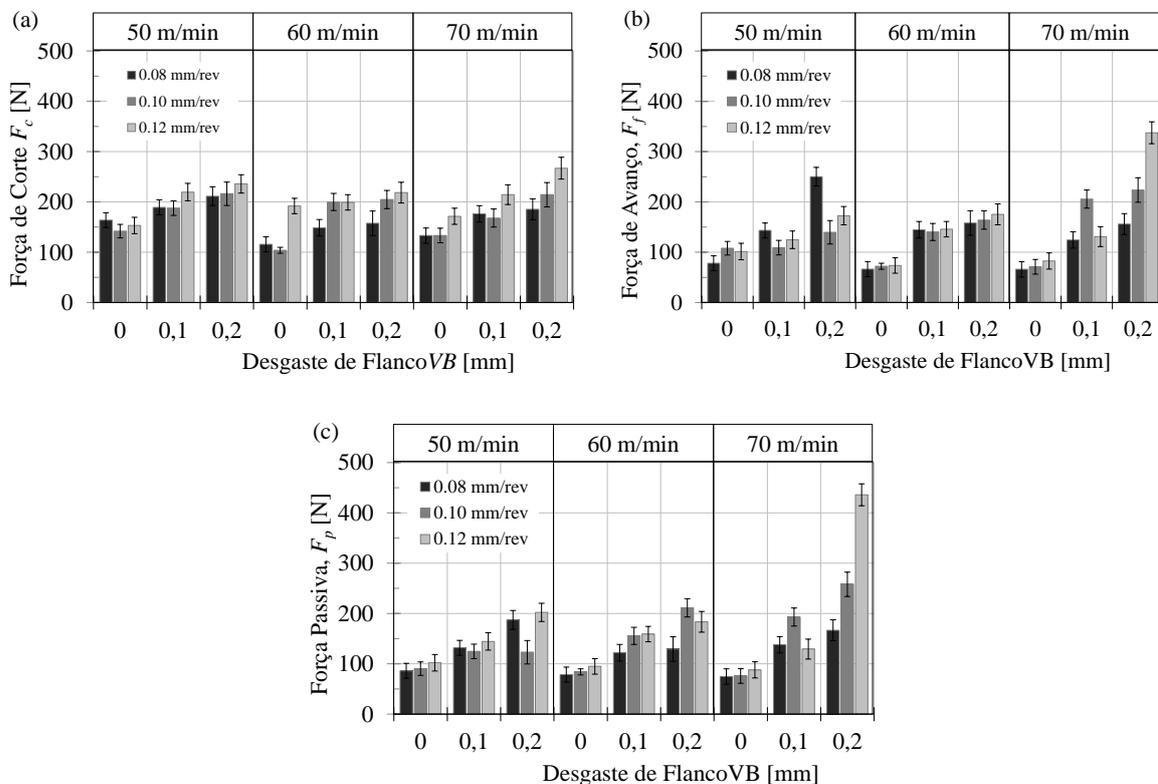


Figura 4.17 – Variação das componentes ortogonais da força de usinagem em função de v_c e f para diferentes valores de VB: (a) F_c (b) F_f e (c) F_p .

Como era de se esperar, menores valores das componentes ortogonais da força foram gerados em todas as situações para a ferramenta nova. No caso, tem-se menor pressão específica de corte atrelada à menor deformação do cavaco e também ao menor coeficiente de atrito que a ferramenta nova apresenta em relação à desgastada [Diniz et al., 2010]. Também se tem um aumento dessas componentes com o aumento do desgaste de flanco, fato que é comprovado pela afirmação feita por Klocke, 2011, de que as componentes aumentam devido ao crescimento da superfície de atrito entre ferramenta e peça.

Força passiva

Considerando a ferramenta nova ($VB = 0$), a Figura 4.18a apresenta o gráfico dos efeitos principais (velocidade de corte e avanço) e a Figura 4.18b o gráfico de interações dois fatores. Com uma confiança de 95%, tem-se que a intensidade da força passiva (F_p) aumenta com o incremento de avanço (f) e com a redução da velocidade de corte (v_c).

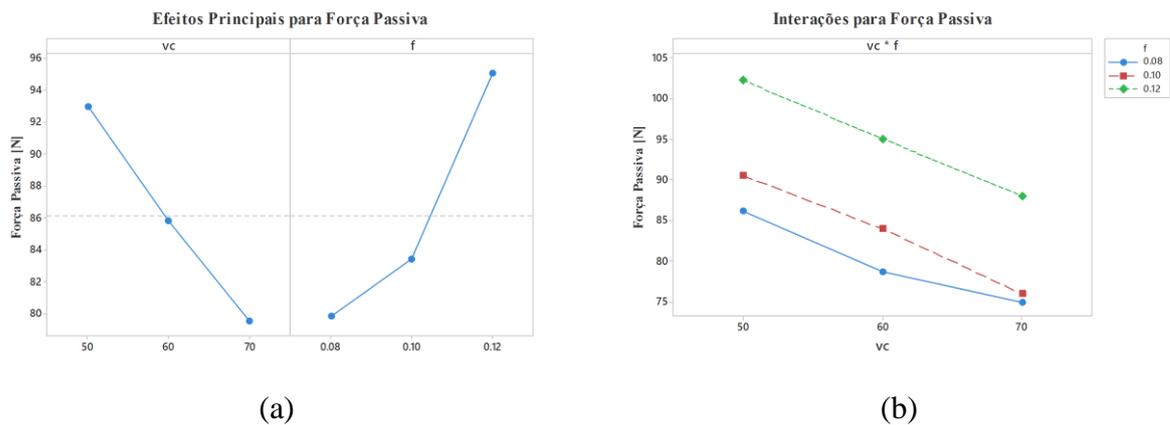


Figura 4.18 – Influência dos parâmetros na força F_p : (a) efeitos principais; (b) interações.

Força de corte

Ao analisar o gráfico dos efeitos principais (v_c, f) sobre a intensidade da força de corte (F_c) para a ferramenta nova ($VB = 0$), Figura 4.19a, para uma confiança de 95%, o parâmetro mais influente foi novamente o avanço, o qual gerou um aumento de (F_c) (através da Análise de Variância, constatou-se que a influência da velocidade de corte não foi significativa). Já o gráfico de interações de dois fatores (Fig. 4.19b) também para $VB = 0$ mostra que a condição com $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 60$ m/min gerou aumento da componente.

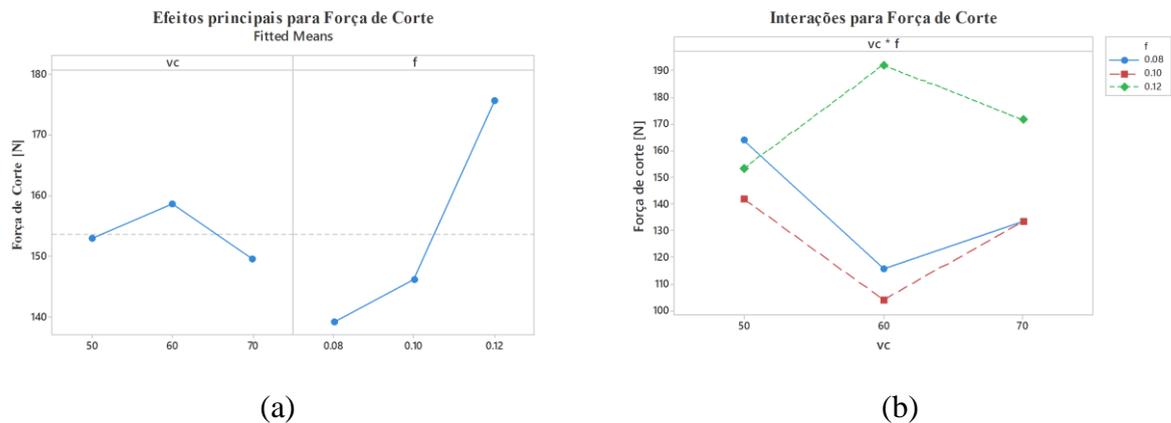


Figura 4.19 – Influência dos parâmetros na força F_c : (a) efeitos principais; (b) interações.

A Figura 4.19b ilustra as interações entre a velocidade de corte (v_c) e o avanço (f). Observa-se que para os menores avanços (0,08 e 0,10 mm/volta) ocorreu uma diminuição da força de corte (F_c) com o aumento da velocidade de corte. Segundo Ferraresi, 2011, a F_c em baixas velocidades de corte diminui seu valor com o aumento de v_c (comportamento este atribuído a redução da resistência ao cisalhamento do material devido ao aumento da temperatura). Devido a maior geração de calor (aumento de velocidade) também ocorre uma diminuição do coeficiente de atrito, resultando em um aumento da inclinação do plano de cisalhamento, reduzindo a área de corte, diminuindo a componente da força [Kumar e Choudhury, 2008]. Já para situação com $f = 0,12$ mm/volta há o aumento da F_c com o incremento da velocidade de corte (50 para 60 m/min) que pode ter ocorrido em função do maior efeito de f (maior área de contato) que de v_c . Já com o aumento da $v_c = 70$ m/min houve uma diminuição de F_c devido ao maior efeito da temperatura.

Força de avanço

A Figura 4.20 mostra os gráficos dos efeitos principais e de interações dois fatores sobre a força de avanço (F_f) com a ferramenta nova ($VB = 0$). Com uma confiança de 95%, verifica-se que o parâmetro influente foi a velocidade de corte (v_c).

Para as interações (Fig. 4.20b) foi observado o mesmo comportamento que obtido com a força de corte, onde o aumento de v_c (50 para 60 m/min) acarretou em uma diminuição na força de avanço. Todavia, com o aumento de v_c de 60 para 70 m/min, considerando o $f = 0,12$ mm/volta, ocorreu um aumento de F_f , provavelmente devido a maior área de contato e não ao efeito da maior velocidade de corte.

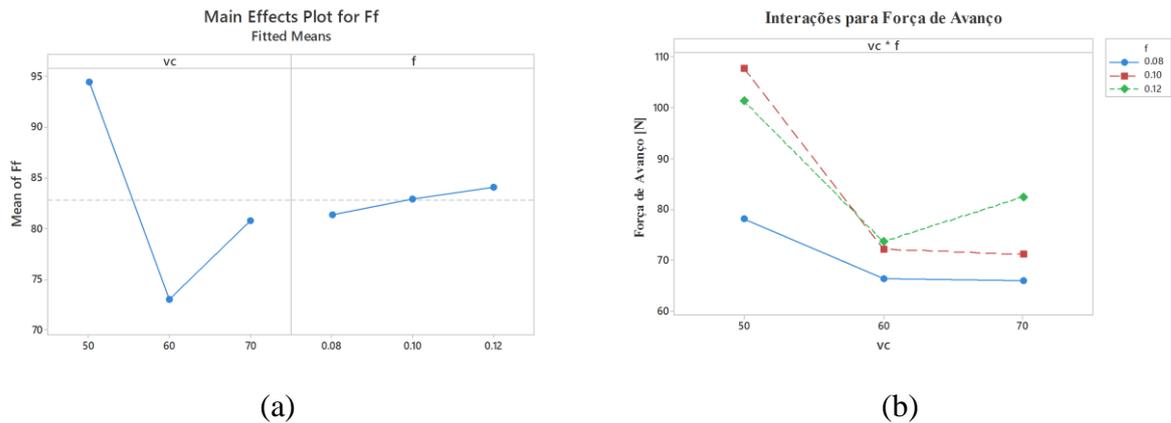


Figura 4.20 – Influência dos parâmetros na força F_f : (a) efeitos principais; (b) interações.

Influência do desgaste de flanco sobre as forças

O atrito entre a ferramenta e a peça aumenta o calor gerado, e o incremento da largura de desgaste de flanco (VB) causa um aumento das forças médias, como mostra a Figura 4.21. Consequentemente, maiores solicitações são geradas. Pela maior inclinação nota-se que a força passiva teve o maior aumento. Tönshoff et al., 2000, explica que isso se deve ao aumento da área de contato entre a ferramenta desgastada e a peça.

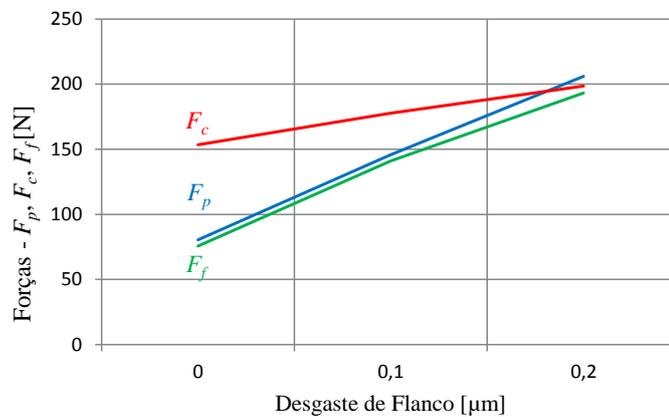


Figura 4.21 – Valores médios das forças em função de VB.

Pode-se também considerar o aumento das componentes proveniente da modificação da geometria da aresta (ver imagem da face da ferramenta pela Fig. 4.13).

4.2.4 Análise da rugosidade da superfície torneada

As Figuras 4.22 a 4.24 mostram a variação dos valores das rugosidades (média R_a , média parcial R_z e total R_t), em função dos desgastes de flanco (VB) da ferramenta e dos parâmetros de entrada (v_c e f).

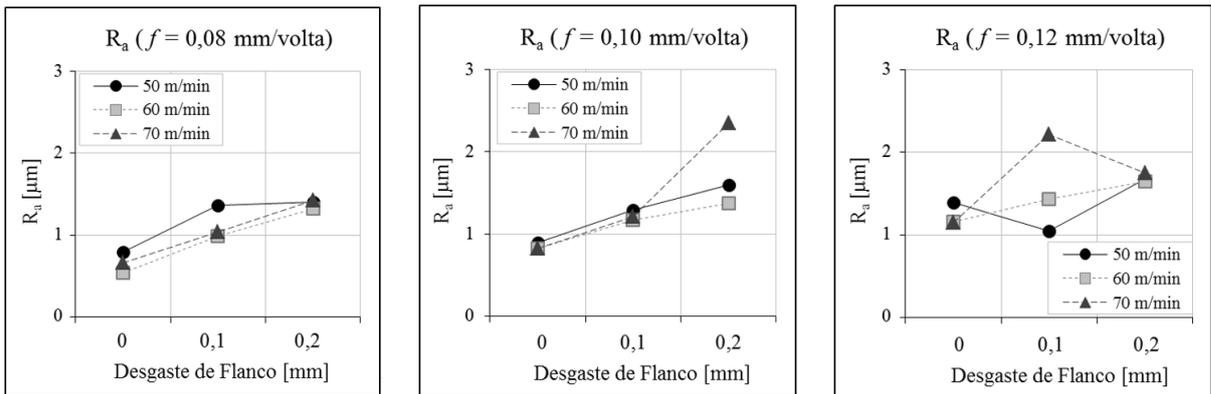


Figura 4.22 – Variação da rugosidade média R_a em função de VB e v_c .

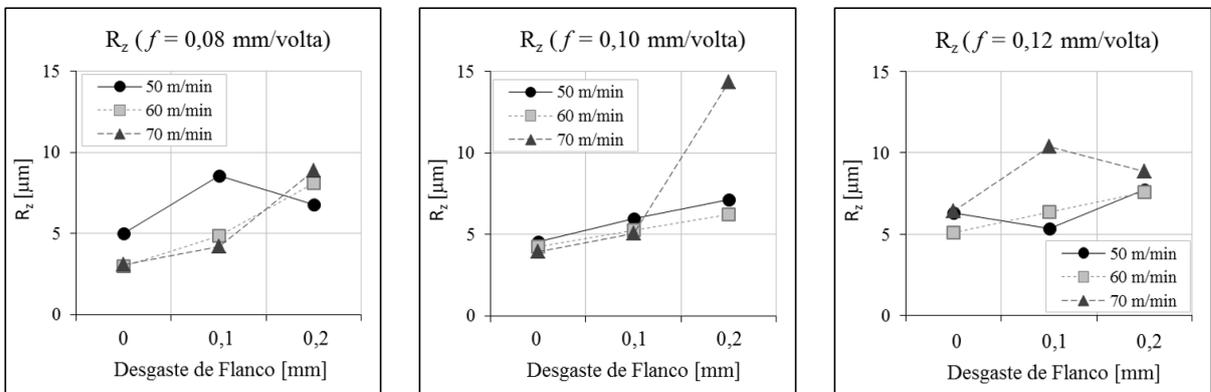


Figura 4.23 – Variação da rugosidade média parcial R_z em função de VB e v_c .

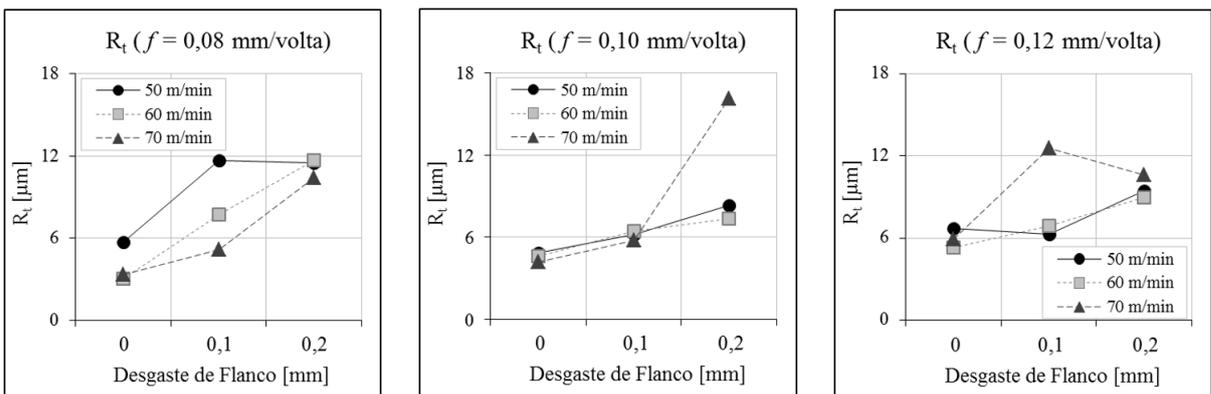


Figura 4.24 – Variação da rugosidade total R_t em função de VB e v_c .

Nos gráficos, tem-se que o crescimento da largura da marca de desgaste de flanco (VB) exerce influência sobre o aumento da rugosidade. Também se observa, conforme esperado, a influência do avanço (f) nos valores de rugosidade média: para VB = 0, o incremento de f gera aumento nos valores de rugosidade R_a , R_z e R_t (exceto para a combinação com $f = 0,08$ mm/volta e $v_c = 50$ m/min em que outros fatores – por exemplo, a formação do

cavaco – podem ter afetado a textura da superfície, gerando riscos e/ou rebarbas não detectáveis por R_a , mas realçadas por R_z e R_t).

Observa-se um aumento progressivo nos valores de rugosidade em função do desgaste da ferramenta. Em algumas combinações de parâmetros ($v_c = 50$ m/min com $f = 0,08$ e $0,12$ mm/volta; $v_c = 70$ m/min com $f = 0,12$ mm/volta) há uma redução nos valores de rugosidade (R_a , R_z e R_t) com o aumento de VB. Uma possível explicação para este fato seria a alteração da geometria da ferramenta com o desgaste, pois o raio de ponta (r_e) sofre um incremento, aumentando a superfície de contato ferramenta-peça e reduzindo os picos de rugosidade. Outra explicação seria que o material aderido pode ter preenchido os sulcos gerados pelo desgaste abrasivo (ver Fig. 4.13a), auxiliando no alisamento. Corroborando com isso, Matsumoto et al., 2002, cita que a melhora do valor de rugosidade ao longo do desgaste da ferramenta está atrelada à forma do desgaste ocorrido.

Analisando comparativamente os perfis de rugosidade em função dos parâmetros analisados, os menores valores (que refletem um melhor acabamento) foram obtidos com a ferramenta nova (VB = 0) com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta (Fig. 4.25a).

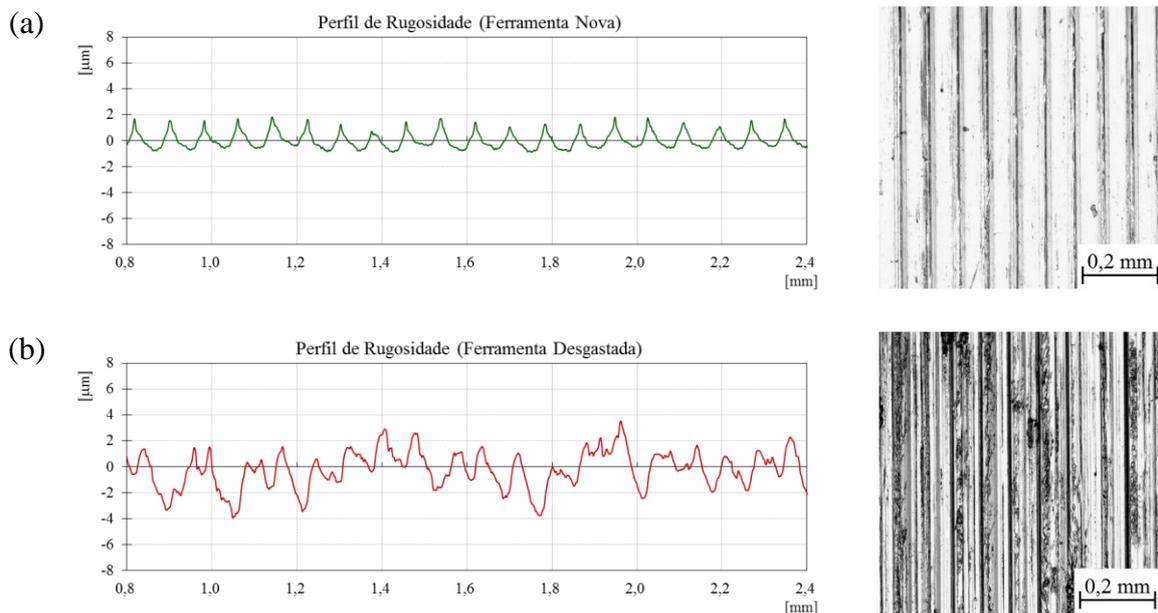


Figura 4.25 – Perfis de rugosidade para diferentes estados da ferramenta obtidos com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta: (a) nova (VB = 0); (b) desgastada (VB = 0,2 mm).

Já os que geraram o pior acabamento foram gerados para a ferramenta desgastada (VB = 0,2 mm) com $v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta (Fig. 4.26b).

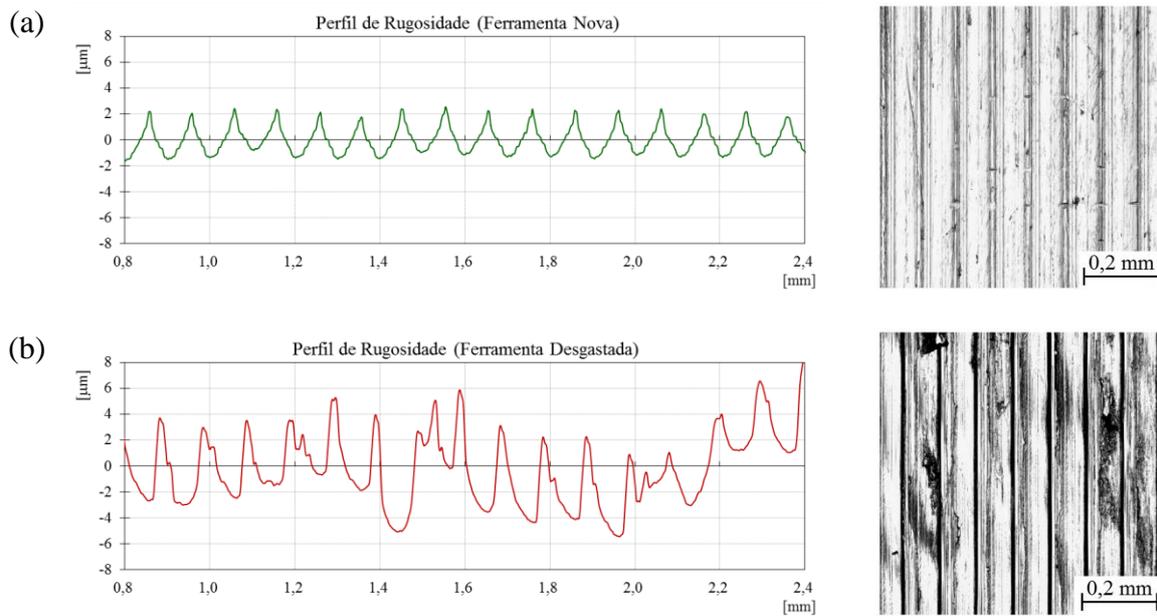


Figura 4.26 – Perfis de rugosidade para diferentes estados da ferramenta obtidos com $v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta: (a) nova ($VB = 0$); (b) desgastada ($VB = 0,2$ mm)¹¹.

Nos perfis de rugosidades gerados com a ferramenta nova ($VB = 0$) os picos e vales seguem um padrão constante (cisalhamento regular do cavaco pela aresta afiada) em função do avanço e do raio de ponta da ferramenta, apresentando baixa amplitude e estando situados no intervalo de ± 2 μm . Além disso, as imagens das superfícies geradas mantiveram os perfis regulares e não evidenciaram a presença de rebarbas ou material aderido.

Já para a ferramenta com $VB = 0,2$ mm, os perfis de rugosidade são bastante aleatórios. A amplitude dos picos e vales para a combinação com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta está em ± 4 μm (um aumento de 100% em relação à situação com $VB = 0$) e para a combinação com $v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta, a variação situa-se em ± 6 μm (crescimento de 200% em relação ao perfil gerado com a ferramenta nova). Em ambos os casos, as imagens mostram irregularidades nas superfícies, pois verificam-se regiões escuras nas amostras, o que pode indicar a presença de material aderido na superfície em forma de rebarbas. Isso se deve à dificuldade de o cavaco ser cisalhado pela aresta sem afiação; assim, uma parte do material é arrancada de maneira irregular e outra parte é comprimida entre a superfície usinada da peça e o flanco da ferramenta de corte desgastada.

¹¹ Como $R_a > 2,0$ μm , utilizou-se neste caso um valor de *cut-off* igual a 2,5 mm.

4.2.5 Análise das tensões residuais circunferencial e axial

Pretendeu-se avaliar como o desgaste da ferramenta de metal-duro TNMG-SF com revestimento TiAlN utilizada no torneamento do aço inoxidável AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC afeta os valores das tensões residuais circunferencial (direção de corte) e axial (direção de avanço). A Tabela A8 (Apêndice D) mostra os valores de tensão encontrados.

Tensão residual circunferencial

A Figura 4.27 mostra o gráfico dos valores de tensão residual circunferencial obtidos em função dos valores de velocidade de corte (v_c), avanço (f) e do desgaste de flanco (VB).

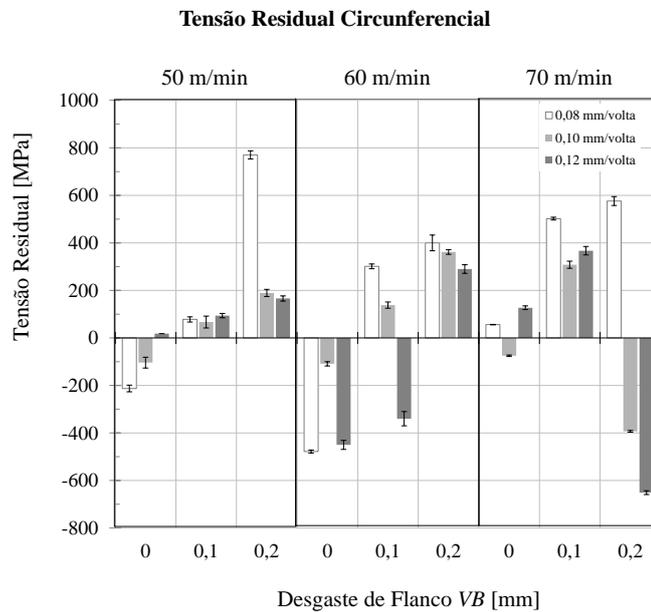


Figura 4.27 – Tensões residuais obtidas na direção de corte.

O maior valor de tensão residual trativa ($+770 \pm 17$ MPa)¹² ocorreu com $VB = 0,2$ mm, $v_c = 50$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta e de tensão residual compressiva (-651 ± 8 MPa) com $VB = 0,2$ mm, $v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta.

A Figura 4.28 ilustra separadamente os efeitos dos valores de velocidade de corte e avanço sobre a tensão residual circunferencial para os diferentes estados da ferramenta ($VB = 0$, $VB = 0,1$ mm e $VB = 0,2$ mm).

¹² Não foram encontradas na literatura (consultada ou citada) informações que permitissem descrever os efeitos das tensões residuais trativas mensuradas na direção de corte (circunferencial) sobre o desempenho de peças, componentes rotativos ou elementos de máquina.

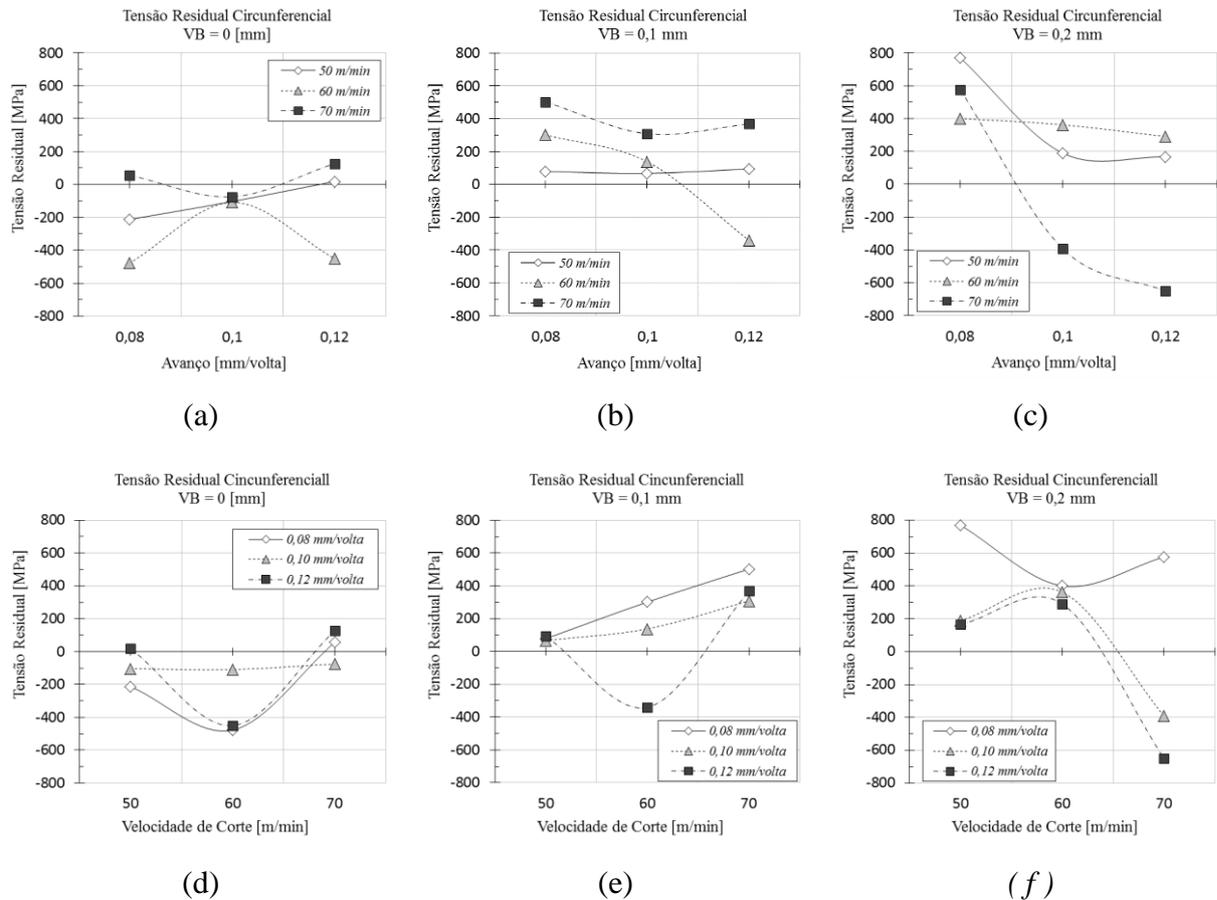


Figura 4.28 – Tensão residual circunferencial com variação de f e v_c para diferentes estados da ferramenta de corte.

Os valores de tensão residual obtidos com a ferramenta nova ($VB = 0$) foram, em sua maioria, tensões de compressão, ou de pouca tração (baixa amplitude). Estes valores de tensão compressiva podem estar atrelados à deformação causada pela ferramenta ao material durante o cisalhamento do material (formação do cavaco), nesse caso, com a ferramenta ainda afiada.

Os valores de tensão residual circunferencial com $VB = 0,1$ mm foram praticante todos de tração, exceto para a combinação com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta (-340 ± 30 MPa). Já para $VB = 0,2$ mm, os valores de tensão residual foram, em sua maioria, de tração, com ressalva aos valores de tensão gerados com $v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta (-393 ± 4 MPa) e com $v_c = 70$ m/min e $0,12$ mm/volta (-651 ± 8 MPa).

De maneira geral, com o aumento do desgaste, tem-se um aumento da tensão residual, que passa de compressiva para trativa, possivelmente devido a uma transição da influência de efeitos mecânicos para efeitos térmicos. As constatações de Lima, 2001, e Liu et al., 2004, explicam os resultados obtidos, pois as diferentes solicitações térmicas e mecânicas devido ao desgaste gerado na ferramenta afetam as tensões residuais, já que um maior desgaste gera

maiores atritos na interface ferramenta-peça. Para complementar, Rech e Moisan, 2003, citam ainda que o desgaste de flanco é o principal parâmetro no torneamento de acabamento de materiais endurecidos, onde a ferramenta precisa ser trocada antes que a qualidade da superfície usinada seja comprometida, principalmente em peças em que se exige alta resistência à fadiga (a tensão residual deve ser compressiva).

A Figura 4.29 expõe o gráfico dos efeitos principais para as tensões residuais na direção circunferencial (direção de corte) em função dos parâmetros de entrada (v_c e f) para condição com a ferramenta nova ($VB = 0$).

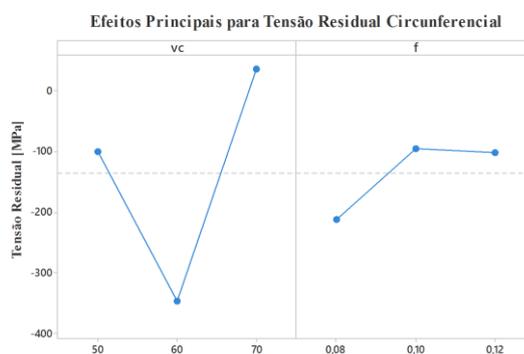


Figura 4.29 – Influência dos parâmetros de corte sobre a tensão residual circunferencial.

Os valores da tensão residual circunferencial tiveram um aumento em seus valores (a tensão passando de compressiva para trativa) com o aumento do avanço de 0,08 para 0,10 mm/volta e praticamente manteve-se constante com o aumento de 0,10 para 0,12 mm/volta. Já para o aumento da velocidade de corte de 50 para 60 m/min, os valores obtidos foram de tensão residual de compressão, e com o aumento de 60 para 70 m/min, os valores tendem a aumentar, tornando-se de tração. Como supracitado, basicamente as tensões trativas estão associadas a efeitos térmicos, enquanto que as compressivas a efeitos mecânicos.

Tensão residual axial

A Figura 4.30 apresenta o gráfico dos valores de tensão residual axial obtidos em função dos valores de velocidade de corte (v_c), avanço (f) e do desgaste de flanco (VB). A linha tracejada em vermelho representa o critério da máxima de tensão residual axial de tração de 100 MPa aceitável (limítrofe para resistência à fadiga) de acordo com Sasahara, 2005.

A tensão residual axial (na direção de avanço) é a mais utilizada para o estudo da tensão residual em superfícies torneadas (Rech e Moisan, 2003; Ramesh et al., 2005; Capello, 2005; Rosário, 2011). No caso, as tensões geradas foram praticamente compressivas

(ou ligeiramente trativas) ao longo da vida da ferramenta, exceto para a ferramenta com $VB = 0,2$ mm utilizando a condição de corte com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta, onde foi gerada uma tensão residual trativa ($+335 \pm 14$ MPa). Outro valor acima do limite máximo foi registrado com a ferramenta nova para a combinação mais severa ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta); nesse caso, a tensão trativa encontrada foi de $+135 \pm 14$ MPa.

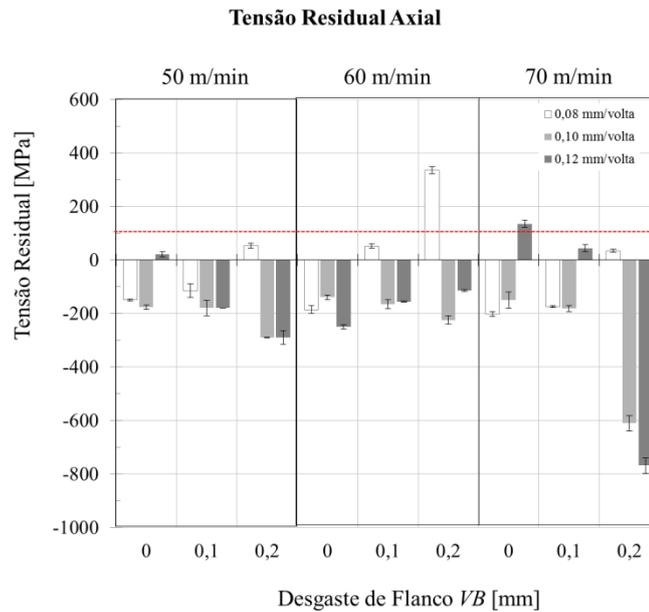


Figura 4.30 – Tensões residuais obtidas na direção de avanço.

A Figura 4.31 exibe separadamente os gráficos dos efeitos dos valores de velocidade de corte e avanço sobre a tensão residual axial para os diferentes estados da ferramenta ($VB = 0$, $VB = 0,1$ mm e $VB = 0,2$ mm).

Assim como nos casos das tensões geradas na direção circunferencial, os valores de tensão residual axial obtidos com a ferramenta nova ($VB = 0$) foram, basicamente, tensões de compressão, ou de pouca tração (baixa amplitude), com exceção da combinação com $v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta ($+135 \pm 14$ MPa). Isto também foi observado para a situação com $VB = 0,1$ mm, em que os valores também foram compressivos, exceto para as combinações com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta ($+52 \pm 7$ MPa) e com $v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta ($+44 \pm 14$ MPa). No caso de $VB = 0,2$ mm, observaram-se tensões trativas nas combinações com $f = 0,08$ mm/volta, com destaque para $v_c = 60$ m/min ($+335 \pm 14$ MPa). Para os demais avanços, as tensões axiais foram compressivas ou próximas de zero.

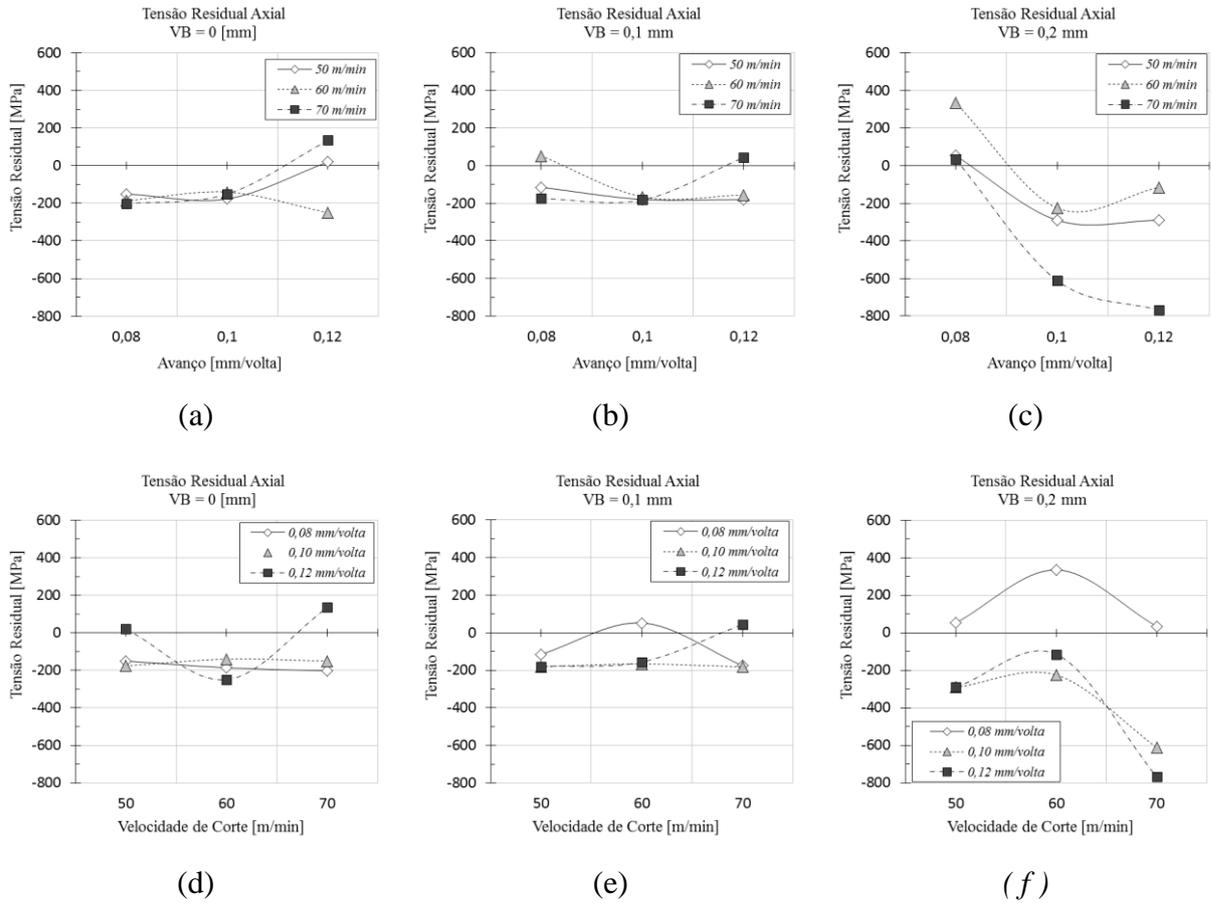


Figura 4.31 – Tensão residual axial com variação de f e v_c para diferentes estados da ferramenta de corte.

A Figura 4.32 ilustra o gráfico dos efeitos principais para as tensões residuais axiais (direção de avanço) em função de v_c e f para condição com a ferramenta nova ($VB = 0$).

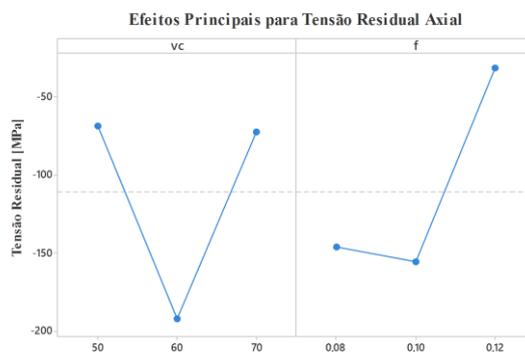


Figura 4.32 – Influência dos parâmetros de corte sobre a tensão residual axial.

A tensão residual na direção axial manteve-se compressiva mesmo com a variação dos parâmetros de corte. Como já citado, as tensões compressivas estão associadas a efeitos

mecânicos que, por razões diversas (como por exemplo, o efeito *ploughing* descrito por Shaw, 2005, em que o material em frente à cunha é deformado, encruado e pressionado contra a superfície recém-formada) tornaram os valores mais ou menos compressivos.

Com o aumento do avanço de 0,08 para 0,10 mm/volta, os valores permaneceram praticamente constantes e cresceram (tornaram-se menos compressivos) com o incremento do avanço de 0,10 para 0,12 mm/volta. Já com o aumento da velocidade de corte de 50 para 60 m/min gerou uma diminuição nos valores de tensão residual (mais compressivos), já com o aumento de 60 para 70 m/min os valores aumentaram (ficaram menos compressivos).

Análise do perfil das tensões residuais

As Figuras 4.33 e 4.34 mostram, respectivamente, os gráficos dos perfis das tensões residuais circunferencial (direção de corte) e axial (direção de avanço), obtidas com $v_c = 50$ m/min para $f = 0,08$ mm/volta e 0,12 mm/volta. Em virtude do custo e tempo para preparação das amostras escolheu-se apenas estas duas situações considerando os três níveis de desgaste. O polimento eletrolítico foi feito nas profundidades de 15, 30, 45, 60 e 90 μm . Os valores de tensão encontrados são mostrados na Tabela A9 (Apêndice E).

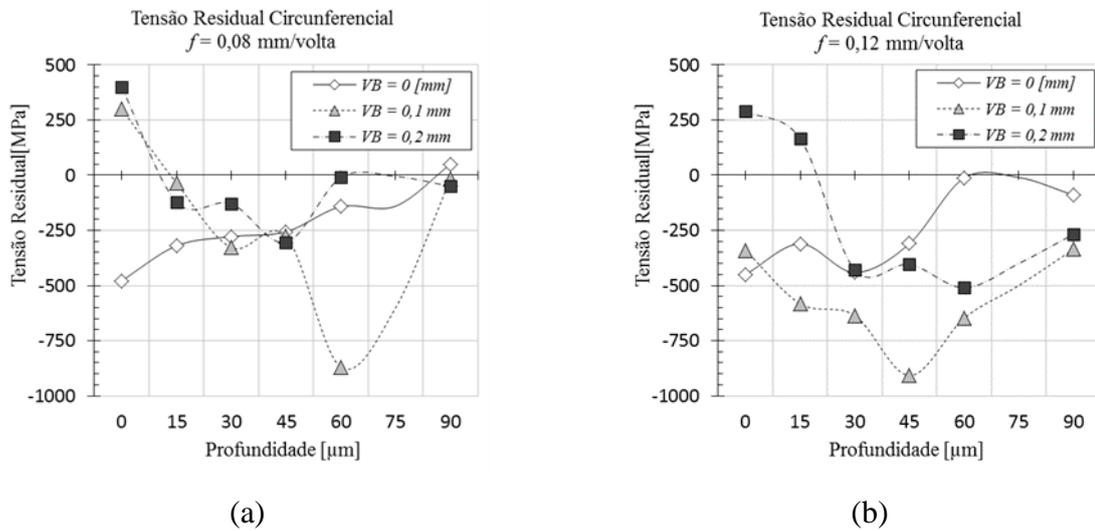


Figura 4.33 – Perfil da tensão residual circunferencial gerado para diferentes estados da ferramenta com $v_c = 50$ m/min: (a) $f = 0,08$ mm/volta; (b) $f = 0,12$ mm/volta.

Em relação à profundidade (camada subsuperficial) percebe-se que os comportamentos apresentados foram semelhantes, porém com valores de tensão distintos. A possível explicação para isto está no gradiente térmico entre as camadas do material. Capello et al., 1999, citam que o nível da tensão residual diminui continuamente com a

profundidade até o seu estado mínimo e então volta a aumentar atingindo o estado de tensões do material para ambas as direções. Observou-se nas análises que, para todas as situações, a tensão residual modificou-se até certo nível de profundidade, tanto na direção circunferencial como na axial, até um valor máximo (compressivo) voltando a subir.

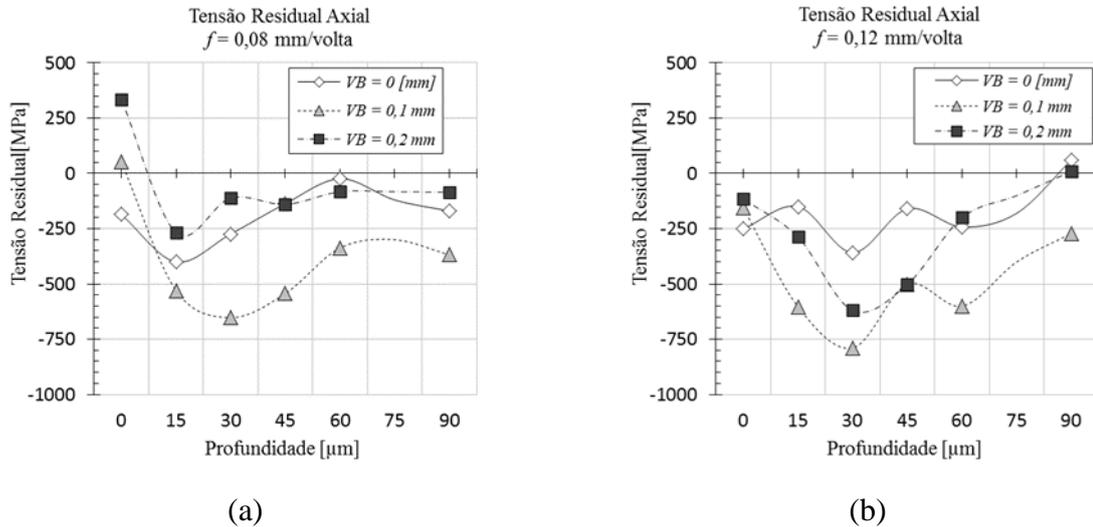


Figura 4.34 – Perfil da tensão residual axial gerado para diferentes estados da ferramenta com $v_c = 50$ m/min: (a) $f = 0,08$ mm/volta; (b) $f = 0,12$ mm/volta.

Nos gráficos apresentados, a tensão residual (circunferencial e axial) gerada na camada mais externa à superfície com a ferramenta nova ($VB = 0$) foi compressiva em todas as situações. Como mencionado anteriormente, nesses prevaleceram os esforços mecânicos (induzindo tensões de compressão) e, com o aumento do desgaste, a tensão nessa camada tornou-se trativa ou menos compressiva. Isto condiz com o trabalho de Lima, 2001.

Com $VB = 0,1$ mm, a tensão residual circunferencial e axial foram compressivas para $f = 0,12$ mm/volta (esforços mecânicos ainda predominando), já para $f = 0,08$ mm/volta as tensões se tornaram trativas. Em ambos os casos ocorreu um aumento de sua intensidade com o incremento da profundidade, chegando ao pico de 45 e 60 μm para tensões circunferenciais e 30 μm para tensões axiais. Isto se explica, pois as condições foram suficientes para gerar aumento na tensão superficial (menos compressiva ou trativa) devido à maior temperatura e à maior deformação, acarretando em maior profundidade a camada subsuperficial da peça. Além disso, os maiores valores de tensão residual compressiva em função da profundidade foram registrados para $VB = 0,1$ mm, sendo que para o maior avanço a camada subsuperficial foi mais afetada, ou seja, com o aumento do avanço, a camada afetada foi mais profunda, semelhante aos resultados encontrados por Dahlman et al., 2004.

A tensão residual trativa na camada mais externa da superfície ($VB = 0,1$ e $0,2$ mm), é devido à contração da camada superficial durante o resfriamento da peça. Essa contração é dificultada pelo material da camada subsuperficial que está a uma temperatura menor gerando uma tensão trativa na superfície, enquanto a camada subsuperficial apresenta tensão de compressão. Para elucidar esse fenômeno, Diniz et al., 2010, cita que o aumento do desgaste de flanco influencia e é influenciado pelo crescimento da temperatura na região de corte. Matsumoto, 1987, explica que esse incremento faz a camada mais externa aquecer e dilatar mais que as camadas subsuperficiais permanecendo aquecida, pois o resfriamento ocorre do núcleo para superfície da peça. Como as camadas subsuperficiais resfriam-se mais rápido que a mais externa, as primeiras se comprimem, tracionando a segunda. Já nas situações em que a tensão residual na superfície é compressiva, a deformação plástica envolvida no processo de corte gera efeito oposto, resultando em tensões de compressão na camada superficial.

Tonshöff, et al, 2000, constatou também que o crescimento do desgaste da ferramenta provoca um aumento das tensões residuais, tornando-as mais trativas. Nos casos ilustrados pelas Figuras 4.33 e 4.34 com $VB = 0,2$ mm, a tensão residual gerada na camada mais externa à superfície foi trativa (exceto para a tensão axial que foi pouco compressiva para $f = 0,12$ mm/volta). Nesses casos é possível dizer que os efeitos térmicos prevaleceram (induzindo tensões de tração). À medida que as camadas ficam mais profundas, a tensão tende a tornar-se de compressão até atingir um valor máximo a certa profundidade (30 e 45 μm para tensões circunferenciais; 15 e 30 μm para tensões axiais).

Em ambas as direções (de corte e de avanço), a tensão residual aumentou o nível de tensão compressiva abaixo da superfície com o aumento do avanço. Isto ocorre pois, segundo Gunnberg et al., 2006, o maior avanço gera maiores forças e também maiores deformações.

4.2.6 Verificação da camada alterada na superfície torneada

Através da microscopia óptica das amostras da superfície da peça após o embutimento, polimento e ataque químico (reagente Vilella), foram captadas imagens em todas as condições de desgaste de flanco para as situações estudadas. Entre as condições estudadas, observou-se alterações na microestrutura da peça apenas na situação com a ferramenta desgastada em $VB = 0,2$ mm utilizando $v_c = 70$ m/min (para os três avanços). Vale lembrar que essa situação também foi a que gerou trincas mecânicas na ferramenta de corte (ver Tab. 4.4). Para ilustrar a situação, a Figura 4.35 apresenta a evolução da microestrutura do material usinado em função do desgaste de flanco da ferramenta para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta. As demais situações estão no Apêndice F.

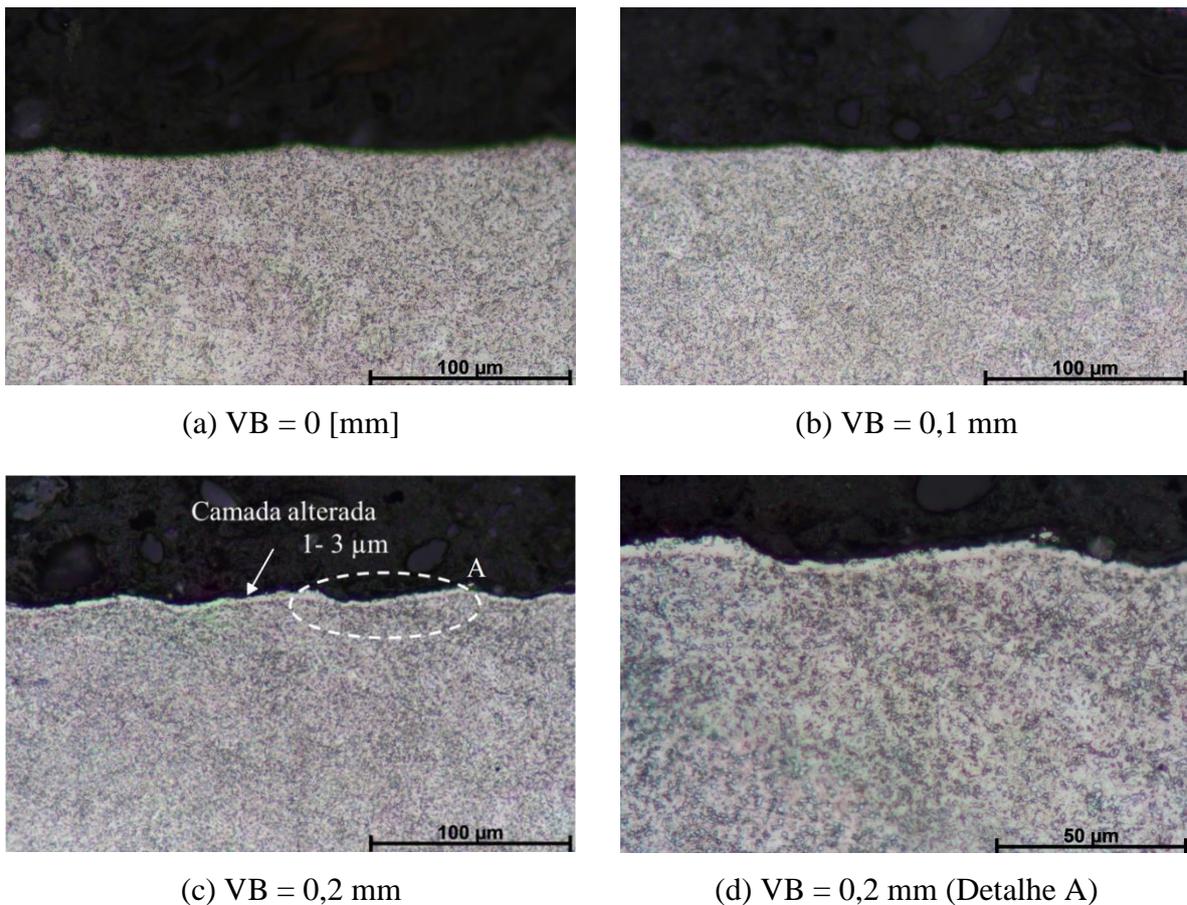


Figura 4.35 – Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,08$ mm/volta.

Verifica-se que ocorreram modificações estruturais na superfície da peça atribuídas principalmente à maior velocidade de corte ($v_c = 70$ m/min) e devido à alteração geométrica em função do desgaste. As alterações geradas na camada subsuperficial foram pequenas (entre 1 e 3 μm), assim como os resultados obtidos por Campos, 2016, que menciona que tais alterações ocorridas para espessuras de até 2 μm são menores que as obtidas pelo processo de retificação (devido ao menor tempo de contato entre ferramenta e peça, resultado em menores valores de pressão específica de corte), podendo gerar menores extensões de camada branca, obtendo-se componentes ainda com bom desempenho.

Lima, 2001, cita que a explicação para a formação da camada branca é que o calor gerado na superfície foi alto o suficiente para exceder a temperatura de austenitização do material, produzindo uma estrutura martensítica não revenida (camada branca). O autor também verificou que a mesma ocorreu com a evolução do desgaste de flanco, o qual gerou calor suficiente para formação da camada branca.

Relacionando a camada branca gerada para situação com avanço $f = 0,08$ mm/volta com as tensões residuais trativas geradas para ferramenta com $VB = 0,2$ mm [circunferencial de $(+576 \pm 19)$ MPa e axial de $(+34 \pm 6)$ MPa], os valores de tensão estão atrelados aos efeitos térmicos que nesse caso foram predominantes.

O efeito térmico na geração das tensões residuais é explicado por Hossinei et al., 2010; os autores citam que o processo de usinagem por eletroerosão a fio gera tensão residual trativa devido aos efeitos térmicos e a falta de deformação plástica.

Abraão e Spinwall, 1996, mencionam que a ação da ferramenta cisalhando o material da peça induz tensões compressiva devido à resistência oferecida pelo material. Porém, o calor gerado pelo cisalhamento e atrito contra a face da ferramenta causa expansão localizada do material da peça acompanhada pela deformação plástica. Durante o resfriamento o material tende a ocupar o seu volume original, o que induz a formação da tensão residual trativa. Hossinei et al., 2012, verificou que no torneamento do AISI 52100 com ferramenta de PCBN a camada branca formada foi acompanhada por tensão residual compressiva devido a severa deformação plástica ocorrida na superfície da peça permitindo que a transformação martensítica induzida por deformação ocorra.

Nas demais velocidades não houve formação de camada subsuperficial afetada pela usinagem, indicando que a combinação de parâmetros não foi suficiente para que houvesse uma modificação da estrutura do material usinado.

4.2.7 Comentários finais e discussão

Investigação sobre a vida da ferramenta de corte

A vida da ferramenta de corte de metal-duro TNMG-SF com grãos extrafinos e revestimento (TiAlN) no torneamento a seco do AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC foi influenciada, conforme esperado, principalmente pela velocidade de corte (v_c), seguida do avanço (f), onde o aumento dos valores destas variáveis diminuíram o tempo de vida da ferramenta (T). Também de acordo com o previsto, as maiores vidas foram observadas para os ensaios utilizando $v_c = 50$ m/min. O incremento de v_c gera um aumento da temperatura do processo; já o aumento de f também gera maior temperatura, porém aumenta a área afetada por esse calor. Essa redução do tempo de vida também está atrelada diretamente a um aumento do desgaste de flanco (VB).

Análise dos desgastes na ferramenta

Com relação aos desgastes e aos mecanismos de desgaste das ferramentas TNMG-SF utilizadas, a análise EDS nos insertos indicou a presença significativa de Fe e Cr aderido no flanco de todas as ferramentas. Independentemente do valor de v_c , quantidades significativas do material da peça ficaram aderidas ao flanco da ferramenta (principalmente para $f = 0,08$ mm/volta), fato esse que inviabiliza a utilização desse avanço para o torneamento do AISI 420 C endurecido com essa ferramenta – embora a vida da ferramenta e a rugosidade indiquem o contrário (maior tempo de vida e menor rugosidade).

O critério adotado para a vida da ferramenta foi baseado no desgaste de flanco (desgaste principal observado). O entalhe foi observado em todas as condições estudadas possivelmente devido ao atrito de deslizamento do cavaco encruado com borda serrilhada (em forma de dente de serra) sobre a ferramenta.

A análise MEV mostrou o desgaste abrasivo nas ferramentas em todas as condições. Entretanto, a identificação do desgaste por aderência e arrastamento (*attrition*) não foi possível inicialmente devido à grande quantidade de material aderido. Já após ataque químico com HCl, foi possível verificar sua ocorrência para quase todas as situações.

Nas situações em que maiores esforços foram gerados no fim de vida da ferramenta ($VB = 0,2$ mm), foram observadas trincas mecânicas para $v_c = 70$ m/min (em todos os avanços) e $v_c = 60$ m/min (para $f = 0,10$ mm/volta).

Análise das componentes ortogonais da força de usinagem

O aumento da velocidade de corte promove uma diminuição das componentes da força, devido ao decréscimo da pressão específica de corte, já que isto causa uma diminuição do coeficiente de atrito. Com o aumento do avanço, as componentes tiveram um aumento em seus valores, pois é necessária maior força para deformar o cavaco, já que o corte ocorre em um período de tempo curto junto com o aumento da deformação plástica e da temperatura.

As forças tiveram um aumento de suas componentes em função do aumento do desgaste de flanco (VB), devido a maior área de contato, aumentando o atrito entre a ferramenta e a peça. O gráfico da Figura 4.21 ilustrou que a força de corte (F_c) apresentou a maior magnitude com a ferramenta nova ($VB = 0$), semelhante aos resultados obtidos por Arsecularatne et al., 2006. Porém, para a ferramenta com desgaste $VB = 0,2$ mm, a força passiva (F_p) apresentou maior magnitude. Segundo Astakhov, 2010, a força passiva é a componente dominante no torneamento de materiais endurecidos, possuindo maior

magnitude. O autor cita que a taxa de crescimento de F_p ao longo do desgaste da ferramenta é a maior dentre as componentes ortogonais da força de usinagem.

Análise da rugosidade da superfície torneada

Os valores de rugosidade média (R_a), média parcial (R_z) e total (R_t) mostraram-se importantes para verificar o fim de vida das ferramentas com base na qualidade superficial das peças usinadas, visto que os perfis de rugosidades são bastante afetados ao longo das progressões dos desgastes. Os perfis apresentaram distância entre picos e vales de baixa amplitude para ferramenta nova e com o desgaste da ferramenta essa distância se tornou irregular e de maior amplitude. De maneira geral, o desgaste da ferramenta gerou um aumento nos valores de rugosidade. Verificou-se na superfície da peça regiões com material possivelmente aderido (rebarbas) devido à progressão do desgaste em função da dificuldade de cisalhar o material devido à perda de afiação da aresta de corte.

Análise das tensões residuais circunferencial e axial

O avanço (f) e o desgaste de flanco (VB) foram os fatores mais influentes nos valores obtidos de tensão residual. Na direção circunferencial (ou de corte), as tensões obtidas foram em sua maioria de compressão com a ferramenta nova (VB = 0) e com o desgaste da ferramenta tornaram-se de tração. Na direção axial (ou de avanço), as tensões apresentaram certa tendência a se manterem compressivas, para poucos casos a tensão tornou-se trativa.

Rech e Moisan, 2003, explicam que uma ferramenta quando nova gera tensão residual de compressão na superfície (efeitos mecânicos) e quando desgastada, tensão residual trativa (efeitos térmicos). Os autores atribuíram isto devido ao aumento do desgaste de flanco e aumento da energia de atrito e conseqüentemente da temperatura. Porém, isto não vem ao encontro do ocorrido na usinagem do AISI 420 C endurecido, pois dependendo da combinação de parâmetros, uma ferramenta nova pode produzir tensão trativa, e quando desgastada, tensão residual compressiva – tanto para a direção circunferencial quanto a axial. Uma possível explicação é que o desgaste de flanco causou alterações na geometria da ferramenta. Estas geraram maiores deformações plásticas na superfície (efeitos mecânicos) que resultaram em tensões compressivas que se sobrepuseram aos efeitos térmicos.

Com o aumento da velocidade de corte (v_c), as tensões trativas em ambas as direções foram menores para o aumento de v_c de 50 para 60 m/min, possivelmente devido à maior velocidade de saída do cavaco, reduzindo o tempo para que o calor gerado na zona de

cisalhamento se propague para peça, gerando uma diminuição dos efeitos térmicos na peça. Nesta situação, os efeitos mecânicos foram maiores resultando em tensões residuais mais compressivas. Já para o aumento de v_c de 60 para 70 m/min, as tensões voltaram a aumentar (tornando-se menos compressivas e até trativas) devido aos maiores efeitos térmicos, assim como o aumento do avanço (f). Possivelmente, a baixa condutividade térmica do AISI 420 C (30 W/m·K) pode ter dificultado a retirada do calor da superfície, aumentando os efeitos térmicos sobre a superfície (gerando tensões menos compressivas).

O desgaste da ferramenta afeta a máxima tensão residual compressiva na subsuperfície. A partir da análise dos perfis, observou-se que existe a tendência da tensão residual (na camada mais externa da superfície) mudar de compressiva para menos compressiva ou para trativa, com o aumento do desgaste de flanco nas condições de corte analisadas. Em alguns casos, a tensão na camada mais externa foi trativa, tornando-se compressiva nas camadas subsuperficiais. Isto se deve ao aquecimento e à dilatação térmica da camada mais externa, pois como o resfriamento ocorre de dentro para fora, a camada subsuperficial resfria-se mais rápido que a superficial, fazendo com que essa seja tracionada, comprimindo a subsuperficial.

Visando a obtenção de tensões residuais compressivas (nas direções circunferencial e axial), com a ferramenta de metal-duro TNMG-SF em condição inicial (nova), a combinação de parâmetros de corte adequada para o torneamento do aço AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC é $v_c = 60$ m/min e $f = 0,1$ mm/volta ($a_p = r_\epsilon = 0,4$ mm). Vale lembrar que esta combinação gerou trincas mecânicas na ferramenta de corte.

Verificação da camada branca na superfície torneada

Modificações estruturais na superfície da peça foram observadas para situação com $v_c = 70$ m/min para os três avanços na situação da ferramenta com $VB = 0,2$ mm devido à maior velocidade e ao desgaste da ferramenta. Arelada a essa situação, teve-se a presença de trincas mecânicas na ferramenta provocadas, possivelmente, pelo aumento dos esforços de corte com o crescimento do desgaste de flanco.

5 CONCLUSÕES

As principais conclusões obtidas a partir da análise de usinabilidade do processo de torneamento a seco do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido, utilizando ferramentas de metal-duro com grãos extrafinos e revestimento por PVD serão apresentadas em duas etapas: material com (48 ± 1) HRC e material com (53 ± 2) HRC.

5.1 Etapa 1 – AISI 420 C com 48 HRC

- Conforme esperado, as componentes ortogonais da força de usinagem aumentaram com o incremento do avanço (f). Já o aumento da velocidade de corte (v_c) gerou uma pequena diminuição nas componentes da força em função da diminuição da resistência ao cisalhamento do material (aumento da temperatura).
- O aumento de v_c , assim como uma redução de f , contribuiu para a diminuição dos valores de tensões residuais circunferenciais e axiais.
- Na superfície da peça foram geradas tensões residuais compressivas com $v_c = 60$ m/min e $f = 0,1$ mm/volta. O aumento do avanço para $f = 0,2$ mm/volta gerou tensões residuais trativas, indicando maiores efeitos térmicos.
- Considerando a combinação $v_c = 60$ m/min e $f = 0,2$ mm/volta, teve-se tensões residuais trativas na superfície da peça. O aumento da velocidade para $v_c = 80$ m/min gerou tensões residuais compressivas, dando indícios de maiores efeitos mecânicos (deformação).

5.2 Etapa 2 – AISI 420 C com 53 HRC

- Os tempos de vida obtidos foram elevados (100 a 350 min) nas condições de corte estudadas. Entretanto, em um teste preliminar, a combinação com $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 80$ m/min, gerou lascamento precoce na ferramenta após cerca de 8 min de usinagem.
- Como previsto, a redução da vida da ferramenta de corte foi afetada diretamente pelos aumentos de v_c e f .
- A análise EDS indicou a presença significativa de Fe e Cr aderido ao flanco de todas as ferramentas, independente da velocidade de corte e do avanço utilizado, neste trabalho.
- Após a remoção do material aderido foi possível identificar no flanco da ferramenta a presença dos mecanismos de desgaste por abrasão e por *attrition* (aderência e arrastamento). A abrasão foi observada em todas as condições, assim como o material da peça aderido à ferramenta, que favorece o mecanismo de *attrition*.

- O entalhe foi observado em todas as condições devido ao atrito da borda serrilhada do cavaco encruado contra a ferramenta.
- Trincas de origem mecânica foram observadas no fim de vida da ferramenta ($VB = 0,2$ mm), juntamente com os maiores esforços de corte.
- Também conforme esperado, o incremento do avanço (f) resultou em um aumento das componentes ortogonais da força de usinagem e o aumento da velocidade de corte (v_c) gerou uma diminuição destas componentes.
- O crescimento da largura da marca de desgaste de flanco (VB) resultou em um aumento nas componentes da força. A maior taxa de aumento foi da componente passiva (F_p).
- O crescimento de VB também gerou um aumento nos valores de rugosidade da superfície torneada em função da modificação da geometria da aresta de corte da ferramenta.
- As superfícies usinadas das peças obtidas para as ferramentas desgastadas tiveram regiões com rebarbas e material arrancado devido à perda da capacidade de corte da ferramenta.
- Os valores de tensão, considerando a ferramenta nova ($VB = 0$) foram, em sua maioria, tensões de compressão, tanto para a direção circunferencial como a direção axial, indicando que os efeitos mecânicos foram os mais atuantes.
- Considerando a ferramenta nova ($VB = 0$), as tensões residuais circunferencial e axial induzidas na peça pela operação de corte tendem a se tornar mais compressivas com a diminuição do avanço.
- A progressão de VB gerou aumento dos valores de tensão residual circunferencial de compressiva para menos compressiva ou até mesmo trativa, sugerindo que os mecanismos atuantes foram térmicos. Para as tensões residuais axiais, o comportamento foi semelhante; porém, as tensões mantiveram-se quase sempre compressivas. Além disso, VB afetou a intensidade da tensão compressiva e a profundidade da camada subsuperficial afetada.
- Para as condições mais severas utilizadas no experimento ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ e $0,12$ mm/volta com $VB = 0,2$ mm), as tensões circunferenciais foram predominantemente compressivas, indicando que provavelmente os fatores mecânicos prevaleceram.
- O aumento do avanço causa um crescimento da intensidade da tensão residual compressiva das camadas abaixo da superfície.
- Menores valores de tensão residual compressivas (axial e circunferencial) foram obtidos com $v_c = 60$ m/min juntamente com os menores avanços ($f = 0,08$ e $0,10$ mm/volta).

- A microestrutura na camada da superfície usinada da peça foi modificada para a situação da ferramenta com desgaste de flanco $VB = 0,2$ mm utilizando $v_c = 70$ m/min.

5.3 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Verificar a influência da utilização do fluido de corte (em abundância e em mínima quantidade) no torneamento do AISI 420 C endurecido, utilizando ferramentas de metal-
duro com grãos extrafinos e revestimento PVD.
- Empregar insertos de cerâmica mista para avaliar os desgastes, mecanismos de desgaste, forças, rugosidades e tensões residuais.
- Utilizar novos parâmetros de usinagem (como a variação da profundidade de corte e da geometria da ferramenta) e verificar suas influências sobre o desgaste da ferramenta, as forças e as tensões residuais.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Abraão, A. M.; Aspinwall, D. K. The Surface Integrity of Turned and Ground Hardened Bearing Steel Wear. **Wear**, v. 196, p. 279-284, 1996.

Arsecularatne, J. A.; Zhang, L. C.; Montross, C.; Mathew, P. On Machining of Hardened AISI D2 Steel with PCBN Tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 171, p. 244-252, 2006.

Associação Brasileira de Normas Técnicas. **NBR ISO 4287: Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade**. Rio de Janeiro, 2002. 18p.

Astakhov, V. P. Surface Integrity: Definition and Importance in Functional Performance. In: **Surface Integrity in Machining**, Springer-Verlag, London, p. 1-35, 2010.

Astakhov, V. P. Machining Of Hard Materials: Definitions and Industrial Applications. In: Davim, J. D., **Machining of Hard Materials**. Springer-Verlag: London, p. 211, 2011.

Atlas Steels. **Technical Handbook of Stainless Steel**, Atlas Steels Technical Department, 2013.

Bartarya, G.; Choudhury, S. K. State of the Art in Hard Turning. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 53, p. 1-14, 2012.

Benlahmidi, S.; Aouici, H.; Boutaghane, F.; Khellaf, A.; Fnides, B.; Yaltese, MA. Design Optimization of Cutting Parameters When Turning Hardened AISI H11 Steel (50 HRC) with CBN7020 Tools. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 89, n.4, p.803-820, 2016.

Boing, D.; **Transição da Aplicação de Metal-duro Revestido e do PCBN no Torneamento de Aços Endurecidos em Função da Dureza e do Teor de Carbonetos**. Tese (Doutorado) em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, SC, 287p, 2016a.

Boing, D.; Análise da Influência da Classe da Ferramenta de Metal-duro no Torneamento do Aço AISI 4340 Endurecido. **Revista da UNIFEBE**, Santa Catarina, 2016b.

Boniardi, M.; Casaroli, A.; **Stainless Steel**. Lucefin Divisione, 235 p, 2014.

Borba, V. R.; Boing, D.; Schroeter, R. B. Avaliação das Componentes da Força de Usinagem no Torneamento do Aço 4340 (35 HRC) com Ferramentas de Metal-duro e PCBN. **XIX Colóquio de Usinagem**, Natal, 2015.

Bordinassi, E. C. **Contribuição ao Estudo da Integridade Superficial de um Aço Inoxidável Super-duplex após Usinagem**. Tese (Doutorado) em Engenharia, POLI-USP, São Paulo, SP, 221p., 2006.

Bouzakis, K. D.; Michailidis, N.; Skordaris, G.; Bouzakis, E.; Biermann, D.; M'saoubi, T. Cutting with Coated Tools: Coating Technologies, Characterization Methods and Performance Optimization. **CIRP Annals – Manufacturing Tec.**, v. 61, p. 703-723, 2012.

Braga, D. U. Avaliação do Torneamento do Aço Inoxidável Super Duplex UNS S32760 Quando Alterados Ângulo de Posição da Ferramenta e Parâmetros de Corte. **21º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Cuiabá, MT, 2014.

Brinksmeier, H.; Cammet, J. T.; Konig, W C.; Aachen, P. L.; Ljubljana, J. P. Residual Stresses Measurement and Causes in Machining Processes. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 31, p. 491-510, 1982.

Bruni, C.; Forcellese, A.; Gabrielli, F.; Simoncini, M. Hard Turning of an Alloy Steel on a Machine Tool with a Polymer Concrete Bed. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 202, p. 493-499, 2008.

Bunshah, R. F. **Handbook of Hard Coatings – Deposition Technologies, Properties and Applications**. Norwich: Noyes Publications, LLC, 550 p, 2001.

Byrne, G.; Dornfeld, D.; Denkena, B. Advancing Cutting Technology. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 52, n. 2, p. 483-507, 2003.

Campos, C. N. D. **Análise da Integridade da Superfície no Torneamento de Materiais Endurecidos com Ferramentas de PCBN e Metal-duro**. Dissertação (Mestrado) Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 154 p., 2016.

Capello, E.; Davoli, P.; Bassanini, G.; Bisi, A. Residual Stresses and Surface Roughness in Turning. **Journal of Engineering Material Technology**, v. 121, p. 346– 351, 1999.

Capello, E. Residual Stresses in Turning Part I: Influence of Process Paramethers. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 160, pp 221-228, 2005.

Chinchanikar, S.; Choudhury, S. K. Investigations on Machinability Aspects of Hardened AISI 4340 Steel at Different Levels of Hardness Using Coated Carbide Tools. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 38, p. 124-133, 2013.

Chow, Y. K.; Evans, C. J. White Layers and Thermal Modeling of Hard Turned Surfaces. **Int. Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 19, p. 1863-1881, 1999.

Cindra Fonseca, M. P. **Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Tubulação Durante Ciclos de Fadiga**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), COPPE/UFRJ, 2000.

Corrêa, J. G.; Schroeter, R. B.; Machado, A. R. Tool life and Wear Mechanis Analysis of Carbide Tools Used in the Machining of Martensitic and Supermartensitic Stainless Steels. **Tribology International**, v. 105, p. 102-117, 2017.

Corrêa, J. G., **Usinabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos aplicados na indústria do petróleo**, Dissertação (Mestrado), UFU, Uberlândia, MG, 213 p., 2014.

Dahlman, P.; Gunnberg, F.; Jacobson, M. The Influence of Rake Angle, Cutting Feed and Cutting Depth on Residual Stresses in Hard Turning. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 147, p. 181–184, 2004.

Davim, J. P.; **Surface Integrity in Machining**, London, Springer-Verlag, 2008.

Das, S. R.; Nayak, R. P.; Dhupal, D.; Kumar, A. Surface Roughness, Machining Force and Flank Wear in Turning of Hardened AISI 4340 Steel with Coated Carbide Insert: Cutting Parameters Effects. **International Journal of Automotive Engineering**, v. 4, 2014.

De Vos, P. **Como Lidar com os Materiais de Difícil Usinagem**. Disponível em <http://www.usinagem-brasil.com.br/8987-como-lidar-com-os-materiais-de-dificil-usinagem/pa-1/>. Acesso em: Abril de 2017, 2014.

Diniz, A. E.; Marcondes, F. C.; Coppini, N. L. **Tecnologia aa Usinagem Dos Materiais**, 7ª Edição, São Paulo, Editora Artliber, 2010.

Diniz, A.; Machado, A. R.; Corrêa, J. G. Tool Wear Mechanisms in the Machining of Steels and Stainless Steels. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 87, p. 3157–3168, 2016.

Delijaicov, S. **Modelagem das Tensões Residuais no Processo de Torneamento Duro de um Aço DIN 100 CrMn6 e suas Correlações com o Esforço de Corte**. São Paulo, Tese (Doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 176p. 2004.

Denkena, B.; Bassett, E. A. L. Effects of the Cutting Edge Microgeometry on Tool Wear and its Thermo-Mechanical Load. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 60, n. 1, p. 73- 76, 2011.

Denkena, B.; Blermann, D. Cutting Edge Geometries. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 63, p. 631– 653, 2014.

Ebrahimi, A.; Moshksar, M.M. Evaluation of Machinability in Turning of Microalloyed and Quenched-Tempered Steels: Tool Wear, Statistical Analysis, Chip Morphology, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 910-921, 2009.

Ezugwu, E. O.; Olajire, K. A. Evaluation of Machining Performance of Martensitic Stainless Steel. **Tribology Letters**. v. 12, n. 3, p. 183–187, 2002.

Fang, Z. Z.; Wang, X.; Ryu, T.; Hwang, K. S.; Sohn, H. Y. Syntesis, Sintering, and Mechanical Properties of Nanocrystalline Cemented Tungstein Carbide - A Review. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 27, p. 288-299, 2009.

Farias, A. **Análise da Tensão Residual e Integridade Superficial no Processo de Torneamento em Material Endurecido do Aço ABNT 8620 Cementado**. Dissertação (Mestrado), USP São Paulo, 191 p., 2009.

Favorit Aços Especiais. **Catalago Técnico Favorit Aços Especiais**. Brasil. 2012.

Ferraresi, D.; **Fundamentos da Usinagem dos Metais**, São Paulo: Blücher, 14ª Edição, 751p, 2011.

Gentil, V.; **Corrosão**. 3ºed. Rio de Janeiro: LTC Editora, 372p, 1996.

Gille, G.; Szesny, B.; Dreyer, K.; Berg, H. V. D.; Schmidt, J.; Gestrich, T.; Leitner. Submicron and Ultrafine Grained Hardmetals for Microdrills and Metal Cutting Inserts. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 20, n. 1, p. 3-22, 2002.

Griffiths B. **Manufacturing Surface Technology**. London, Penton Press, 231p, 2001

Grzesik, W.; Rech, J.; Wanat, T. Surface Integrity of Hardened Steel Parts in Hybrid Machining Operations. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 18, p. 367-370, 2006.

Gu, J.; Barber, G.; Tung, S.; Gu, R. J. Tool Life and Wear Mechanism of Uncoated and Coated Milling Inserts. **Wear**, v. 225–229, n. 1, p. 273–284, 1999.

Guo, Y. B.; Warren, A. W.; Hashimoto, F. The Basic Relationships between Residual Stress, White Layer, and Fatigue Life of Hard Turned and Ground Surfaces in Rolling Contact. **CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology**, v. 2, p. 129-134, 2010.

Gunn, R. N. **Duplex Stainless Steel: Microstructure, Properties and Applications**. 1° ed. Cambridge: Abington Publishing, 1997. 205p.

Gunnberg, F.; Escursell, M.; Jacobson, M. The Influence of Cutting Parameters on Residual Stresses and Surface Topography During Hard Turning of 18MnCr5 Case Carburised Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 174, n.3, p. 82–90, 2006.

Hosseini, S. B.; Klement, U.; Kaminski, J. Microstructure Characterization of White Layer Formed by Hard Turning and Wire Electric Discharge Machining in High Carbon Steel (AISI 52100), **TTP Switzerland**, v. 409, p. 684–689, 2010.

Hosseini, S. B.; Rytberg, K.; Kaminski, J.; Klement, U. Characterization of the Surface Integrity induced by Hard Turning of Bainitic and Martensitic AISI 52100 Steel, *Procedia CIRP*, v. 1, p. 494–499, 2012.

Infomet. **Aços Inoxidáveis Martensíticos**. Disponível em: <http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=206> Acesso em Mai. de 2017, 2017.

International Organization for Standardization. **ISO 3685: Tool – Life Testing with Single-Point Turning Tools**, 48p, 1993.

Jang, D. Y.; Watkins, T. R.; Kozaczek K. J., Hubbard C. R., Cavin O. B. Surface Residual Stresses in Machined Austenitic Stainless Steel. **Wear**, v. 194, p. 168-173, 1996.

Jawahir, I. S.; Brinksmeier, E.; M'Saoubi, R.; Aspinwall, D. K.; Outeiro, J. C.; Meyer, D.; Umbrello, D.; Jayal, A. D. Surface Integrity in Material Removal Processes: Recent Advantages. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 60, p. 603-626, 2011.

Jawaid, A.; Olajire, K.A; Ezugwu, E.O. Machining of Martensitic Stainless Steel (JETHETE) With Coated Carbides, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B*, v. 215, p. 769–779, 2001.

Klocke, F.; **Manufacturing Processes 1, Cutting**, Berlin, Springer-Verlag, 2011

Klocke, F.; Brinksmeier, E.; Weinert, K. Capability Profile of Hard Cutting and Grinding Processes. **CIRP Annals- Manufacturing Technology**, v. 54, p. 22-45, 2005.

König, W.; Berkold, A.; Koch, K. F. Turning Versus Grinding: a Comparison of Surface Integrity Aspects and Attainable Accuracies. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v.42, n.1, p. 39-43, 1993.

Korkut, I.; Kasap, M.; Ciftci, I.; Seker, U. Determination of Optimum Cutting Parameters during Machining of AISI 304 Austenitic Stainless Steel. **Materials and Design**, v. 25, p. 303-305, 2004.

Kumar, K. V. B. S.; Choudhury, S. K. Investigation of Tool Wear and Cutting Force in Cryogenic Machining Using Design of Experiments. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 203, p. 95–101, 2008.

Kurt, A.; Seker, U. The effect of chamfer angle of polycrystalline cubic boron nitride cutting tool on the cutting forces and tool stress in finishing hard turning of AISI 52100 steel. **Materials and Design**, v. 26, p. 351-356, 2005.

Liew, W.Y.H.; Ding, X. Wear Progression of Carbide Tool in Low-speed end Milling of Stainless Steel, **Wear**, v. 265, p. 155–166, 2008.

Liew, W.Y.H. Low-speed milling of Stainless Steel with TiAlN Single-layer and TiAlN/AlCrN Nano-multilayer Coated Carbide Tools Under Different Lubrication Conditions, **Wear**, v. 269, p. 617–631, 2010.

Lima, F. E. **Características do Processo de Torneamento de Materiais Endurecidos**. Tese (Doutorado), Universidade Estadual de Campinas, 152p., 2001.

Liu, M.; Tagagi, J.; Tsukuda, A. Effect of Tool Nose Radius and Tool Wear on Residual Stress Distribution in Hard Turning of Bearing Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 150, p. 234-241, 2004.

Lopes, K. S. S. **Influência dos Parâmetros de Usinagem na Resistência à Fadiga dos Aços AISI 4140**. Dissertação (Mestrado), PUC Minas, 165 p., 2006.

Luo, S. Y.; Liao, Y. S.; Tsai, Y. Y. Wear Characteristics in Turning High Hardness Alloy Steel by Ceramic and CBN Tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 88, p. 114-121, 1999.

Machado, A. R.; Abrão, A. M.; Coelho, R. T.; Silva, M. B. **Teoria da usinagem dos materiais**. 1ª ed. São Paulo, Editora Blucher, 2009.

Martins, C. O. D.; Strohaecker, T. R.; Rocha, A. S.; Hirsch, T. K. Comparação Entre Técnicas de Análise de Tensões Residuais em Anéis de Rolamento do Aço ABNT 52100. **Revista Matéria**, v. 9, n. 1, p. 20-28, 2004.

Matsumoto, Y., Barash, M. M., Liu, C. R. Cutting Mechanisms During Machining of Hardened Steels. **Material Science and Technology**, v. 3, p. 299-305, 1987.

Matsumoto, H.; Pedrosa, E. A.; Diniz, A. E. Análise do Torneamento de Aços Endurecidos Utilizando Ferramentas de PCBN. **II Congresso internacional de Engenharia Mecânica**, Conem, João Pessoa, PB, 1999.

Mitsubishi, **Efeitos das Condições de Corte para o Torneamento**. Disponível em: http://www.mitsubishicarbide.net/contents/mht/pt/html/product/technical_information/turning_function_side.html. Acesso em Mai. 2017, 2017.

Mills, B.; Redford, A. H. **Machinability of Engineering Materials**, London, 1983.

Nakayama, K.; Arai, M.; Kanda, T. Machining characteristics of hard materials. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 37, p. 89-92, 1988.

Nomani, J.; Pramanik, A.; Hilditch, T.; Littlefair, G. Machinability Study of First Generation Duplex (2205), Second Generation Duplex (2507) and Austenite Stainless Steel during Drilling Process. **Wear**, v. 304, p. 20–28, 2013.

Noordin, M. Y.; Venkatesh, V. C. ; Sharif, S. Dry turning of tempered martensitic stainless tool steel using coated cermet and coated carbide tools. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 185, p. 83–90, 2007.

Noordin, M. Y.; Kurniawan, D. Tang; Y.; Muniswaran C. K. **Feasibility of mild hard turning of stainless steel using coated carbide tool**, International Journal Advanced Manufacture Technology 60, pp 853-863, 2012.

Outeiro J. C., Pina J. C., M'Saoubi R., Pusavec F., Jawahir I. S. Analysis of Residual Stresses Induced by Dry Turning of Difficult-to-Machine Materials. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 57, p. 77-80, 2008.

Outeiro, J. C. Optimization of machining parameters for improved surface integrity of AISI H13 tool steel. **MUGV Machines Et Usinage À Grande Vitesse**. 2012.

Payling, **Considerações sobre a usinagem de aços inoxidáveis**, Disponível em: <http://www.usinagem-brasil.com.br/10562-consideracoes-sobre-a-usinagem-de-acos-inoxidaveis/pa-2/>. Acesso em: Mai. 2017, 2017.

Ramesh, A.; Melkote, S.N.; Allard, L.F.; Riester, L.; Watkins, T.R. Analysis of White Layers Formed in Hard Turning of AISI 52100. **Materials Science and Engineering**, v. 390, p. 88–97, 2005.

Rech, J.; Moisan, A. Surface Integrity in Finish Hard Turning of Case-hardened Steels. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 43, p. 543-550, 2003.

Rocha, A. S.; Nunes, R. M.; Hirsch, T. K. Comparação entre a Difração de Raio X e Método de Furo Cego para Medições de Tensões Residuais em Barras Cilíndricas. **Revista Matéria**, v. 14, n. 3, p. 965 – 976, 2009.

Rosario, J. F. A. **Estudo da Integridade Superficial e seu Efeito na Fadiga de Contato de um Aço Ferramenta**. Tese (Doutorado) em Engenharia Mecânica. Escola Politécnica da USP, 155 p., 2011.

Rossini, N. S.; Dassisti, M.; Benyounis, K. Y.; Olabi, A. G. Methods of Measuring Residual Stresses in Componentes. **Materials and Design**, v. 35, p. 572-588, 2012.

Saoubi, R. M.; Outeiro, J.C.; Changeux, B.; Lebrun, J.L.; Morão Dias, A. Residual Stress Analysis in Orthogonal Machining of Standard and Resulfurized AISI 316L Steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 96, p. 225-233, 1999.

Sandvik, **Materiais de Peças**, Sandvik Coromant, São Paulo, Disponível em: <http://www.sandvik.coromant.com>, Acesso em: 10.Out. 2014, 2014.

Sandvik Coromant. **Steel turning endurance**, Disponível em: <<http://www.sandvik.coromant.com/SiteCollectionDocuments/campaigns/cutting-steel-inserts/assets/white-paper-eng.pdf>>. Acesso em: Jan. 2017, 2015.

Santos, S. C.; Sales, W. F. **Aspectos Tribológicos da Usinagem dos Materiais**. 1ª ed., editora Artliber, São Paulo, 2007.

Sasahara, H. The Effect on Fatigue Life of Residual Stress and Surface Hardness Resulting from Different Cutting Conditions of 0.45%C Steel. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 45, p. 131–136, 2005.

Seco Tools, **Guia Técnico Torneamento, Seco Tools**. 2006.

Sharman, A. R. C.; Hughes, J. I.; Ridgway, K. An Analysis of the residual Stresses Generated in Inconel 718 When Turning. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 173, p. 359-367, 2006.

Shao, H.; Liu, L.; Qu, H. L. Machinability Study on 3%Co–12%Cr Stainless Steel in Milling. **Wear**, v. 263, p. 736–744, 2007.

Shaw, M. C. **Metal cutting Principles**. USA: Oxford University, 594p, 1986.

Smith, G. T.; **Cutting Tool Technology**, London, Springer-Verlag, 2008.

Thamizhmanii, S; Hasan, S. Machinability of Hard Martensitic Stainless Steel and Hard Alloy Steel by CBN and PCBN Tools by Turning Process, **Proceedings of the World Congress on Engineering**, v. 1, 2011.

Thiele, J.D.; Melkote, S.N. Effect of Cutting Edge Geometry and Workpiece Hardness on Surface Generation in the Finish Hard Turning of AISI 52100 Steel, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 94, p. 216–226, 1999.

Tönshoff, H.K.; Arendt, C.; Amor, R. Cutting of hardened steel. **CIRP Annals – Manufacturing Technology**, v. 49, p. 547-566, 2000.

Trent, E. M.; Wright, P. K.; **Metal Cutting**, 4.ed., Butterworth-Heinemann, 2000.

Tschätsch, H.; **Applied Machining Technology**, 8.ed., Springer Science, 2009.

Tylek, I.; Kuchta, K. **Mechanical Properties of Structural Stainless Steel**. Technical Transactions, 22 p., 2014.

Upadhyaya, G. S. **Cemented Tungsten Carbide: Production, properties and testing**. 1. ed. ed. New Jersey: Editora Noyes Publications, 1998.

Xiong, J.; Guo, Z.; Yang, M.; Wan, W.; Dong, G. Tool Life and Wear of WC-TiC-Co Ultrafine Cemented Carbide during Dry Cutting of AISI H13 Steel. **Ceramics International**, v. 39, n. 1, p. 337-346, 2013

APÊNDICES

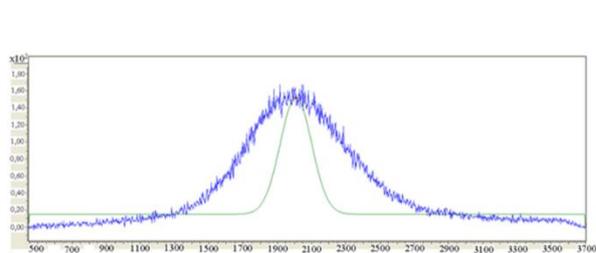
Os Apêndices contêm os dados referentes aos parâmetros utilizados para medição das tensões residuais, imagens referentes aos desgastes obtidos nas ferramentas e valores obtidos nas medições das tensões residuais.

APÊNDICE A - Parâmetros Utilizados e Representações Gráficas do Método “ $\text{sen}^2\psi$ ”

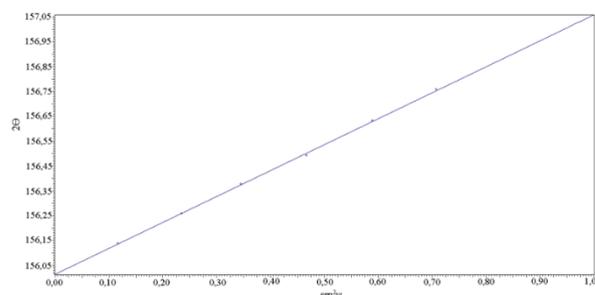
No estudo utilizou-se um tubo de cromo com os parâmetros da Tabela A.1, utilizando o método $\text{sen}^2\psi$. A Figura A.1a ilustra a representação do pico de difração para um determinado ângulo “ ψ ” e a Figura A.1b o gráfico de 2θ em função de $\text{sen}^2\psi$ com o ajuste linear entre os ângulos “ ψ ” medidos.

Tabela A.1 – Parâmetros utilizados na análise da tensão residual pelo X-Stress 3000

Diâmetro do colimador [mm]	1
Ângulo de incidência 2θ [°]	156,8
Plano de difração {hkl}	{211}
Radiação	$\text{CrK}\alpha$
Comprimento de onda (λ) [Å]	2,29092
Corrente [mA]	6,7
Tensão [kV]	30
Inclinação ψ [°]	0, 18, 27, 33, 45
Tempo de exposição [s]	10



(a)



(b)

Figura A.1 – Representações gráficas: (a) pico de difração; (b) 2θ versus $\text{sen}^2\psi$

APÊNDICE B - Imagens obtidas da ferramenta de corte desgastada (VB = 0,2 mm)

Nas imagens obtidas das ferramentas sem ataque químico (Fig. A.2 a A.4), as linhas brancas retas contínuas (flanco e ponta) delimitam a região para a medição de VB. As linhas brancas (face) representam o contorno da ferramenta nova. As setas brancas (face) indicam a localização do desgaste de entalhe e o círculo preto (face) a “provável” delaminação do revestimento (situações com $v_c = 70$ m/min). As ferramentas apresentadas foram utilizadas na **Etapa 2** do trabalho.

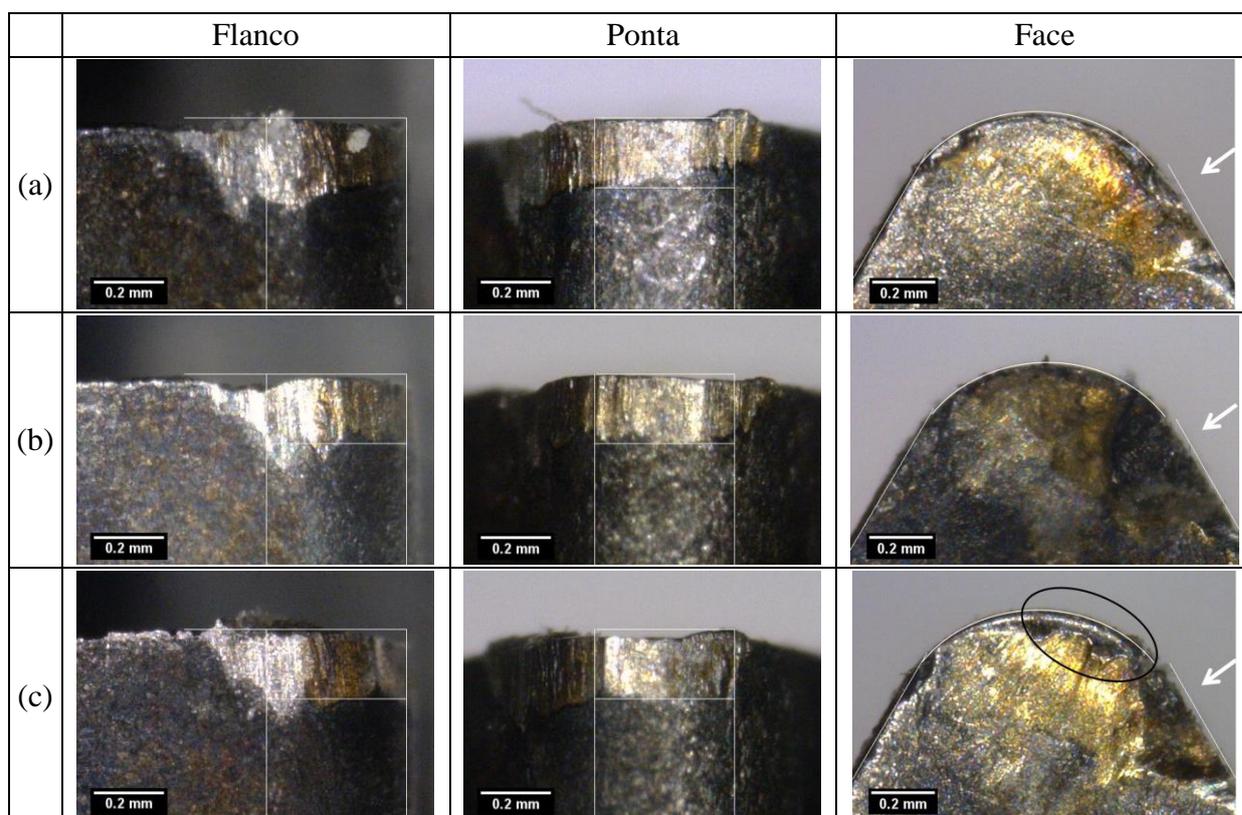


Figura A.2 – Imagens do inserto sem ataque químico por microscopia óptica usado para $f = 0,08$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min

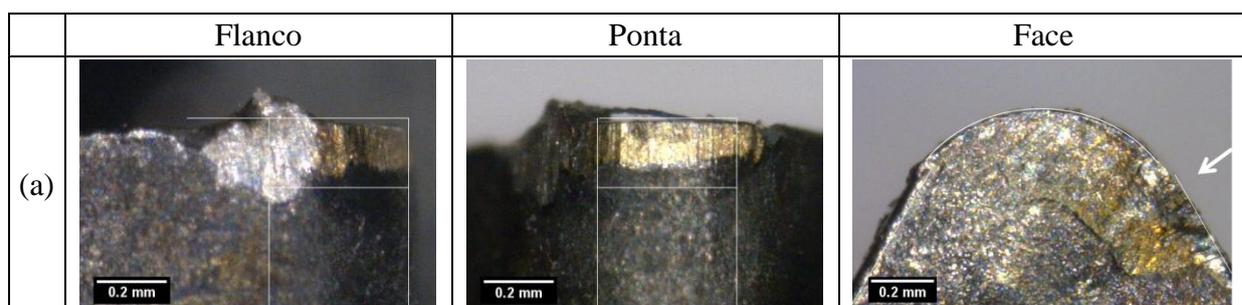


Figura A.3 – Imagens do inserto sem ataque químico por microscopia óptica usado para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 50$ m/min

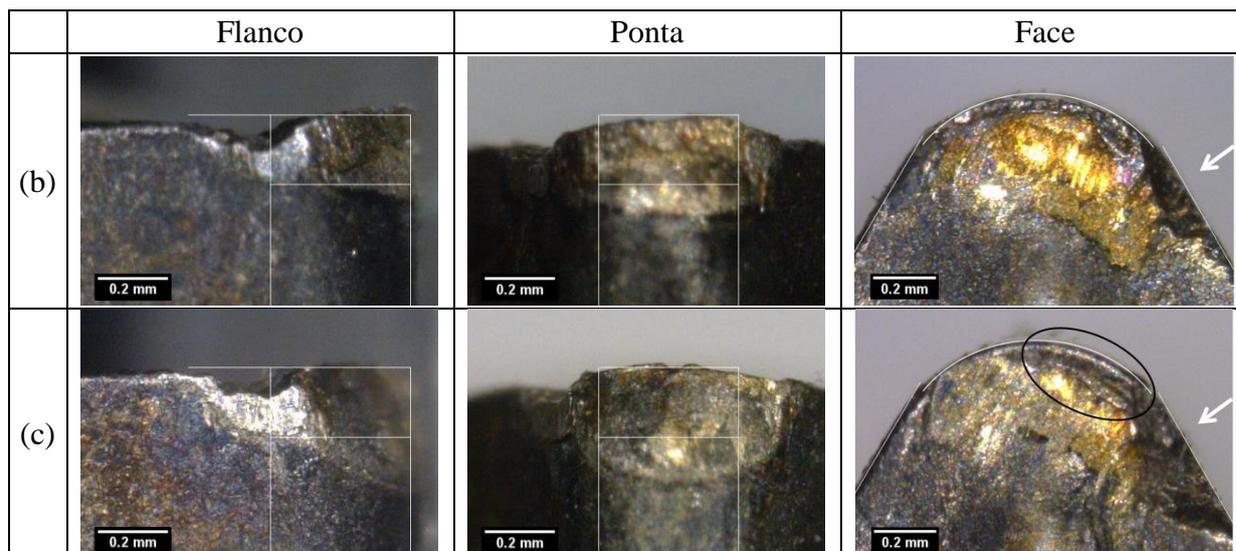


Figura A.3 – Imagens do inserto sem ataque químico por microscopia óptica usado para $f = 0,10$ mm/volta e (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min

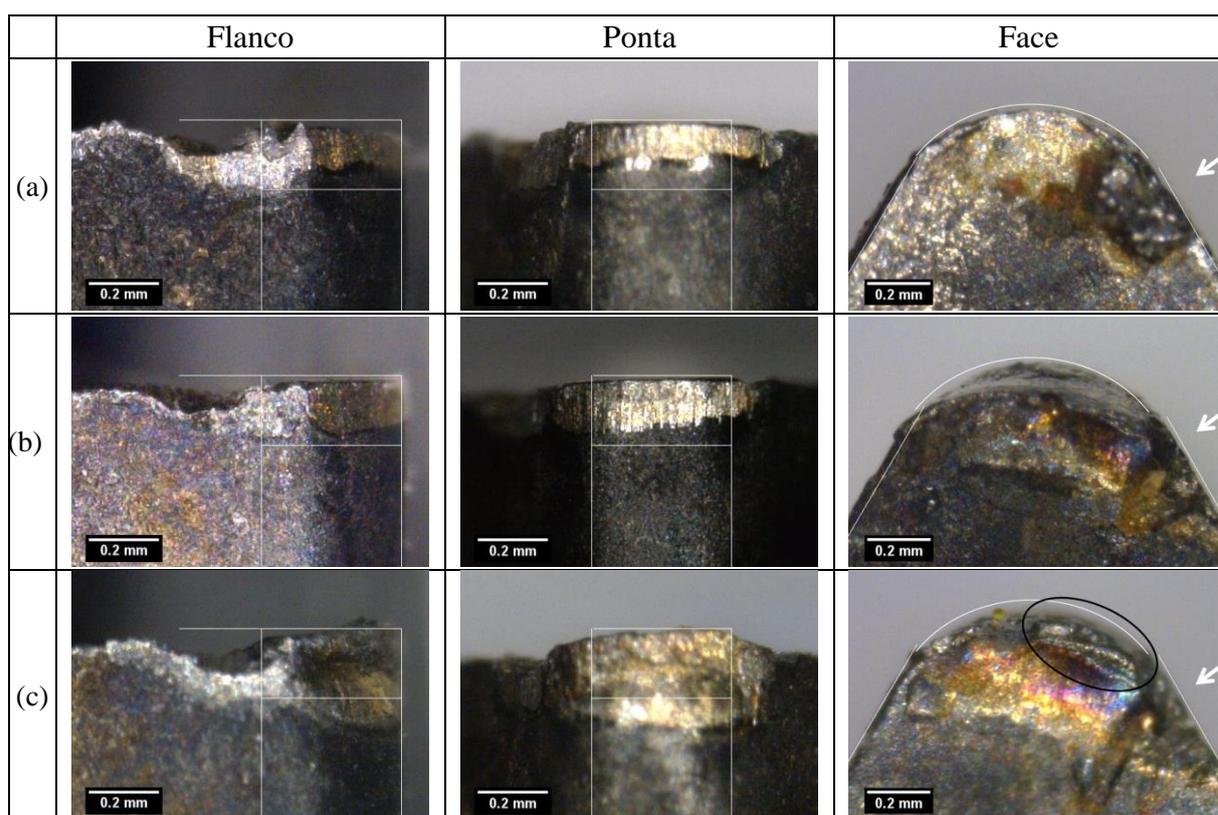


Figura A.4 – Imagens do inserto sem ataque químico por microscopia óptica usado para $f = 0,12$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min

As Figuras de A.5 a A.7 mostram imagens ópticas obtidas da ferramenta de corte desgastada ($VB = 0,2$ mm) após o ataque químico (solução HCl). As ferramentas apresentadas foram utilizadas na **Etapa 2** do trabalho.

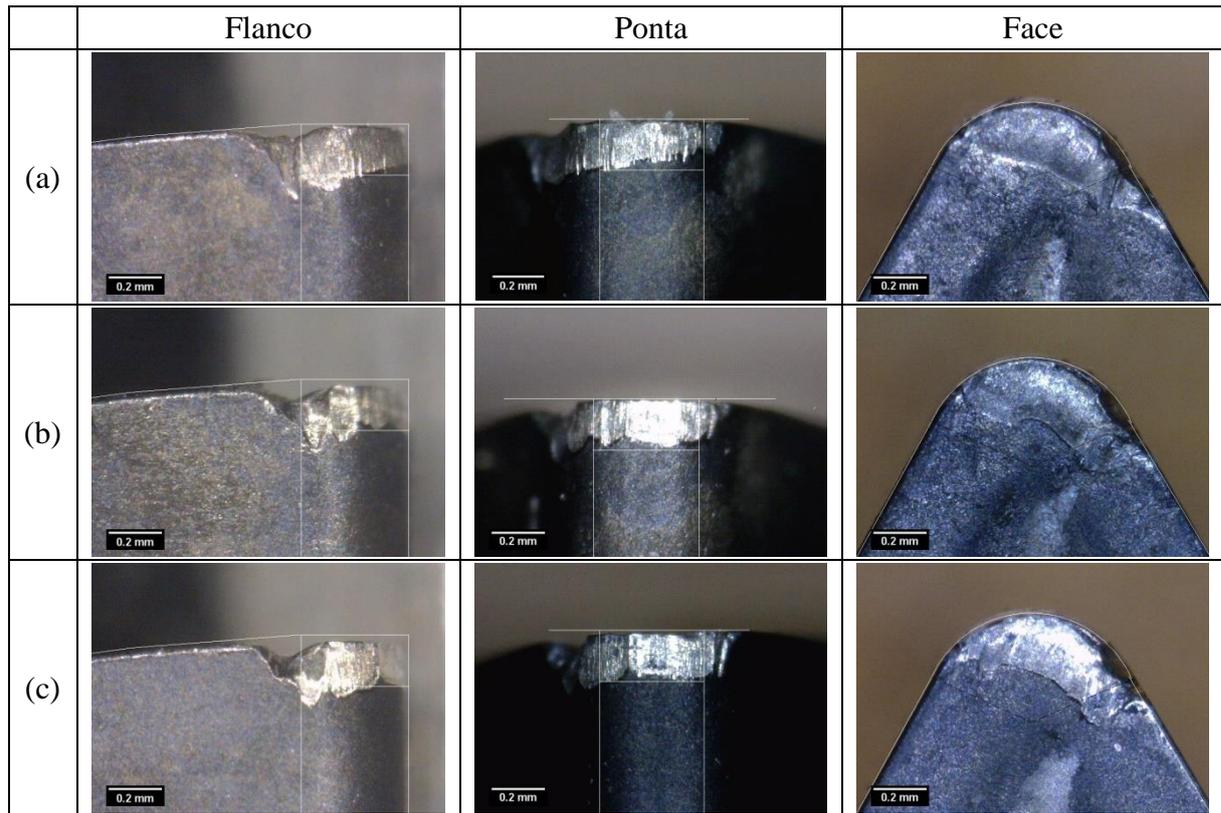


Figura A.5 – Imagens do inserto após ataque químico (solução HCl) por microscopia óptica usado para $f = 0,08$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min

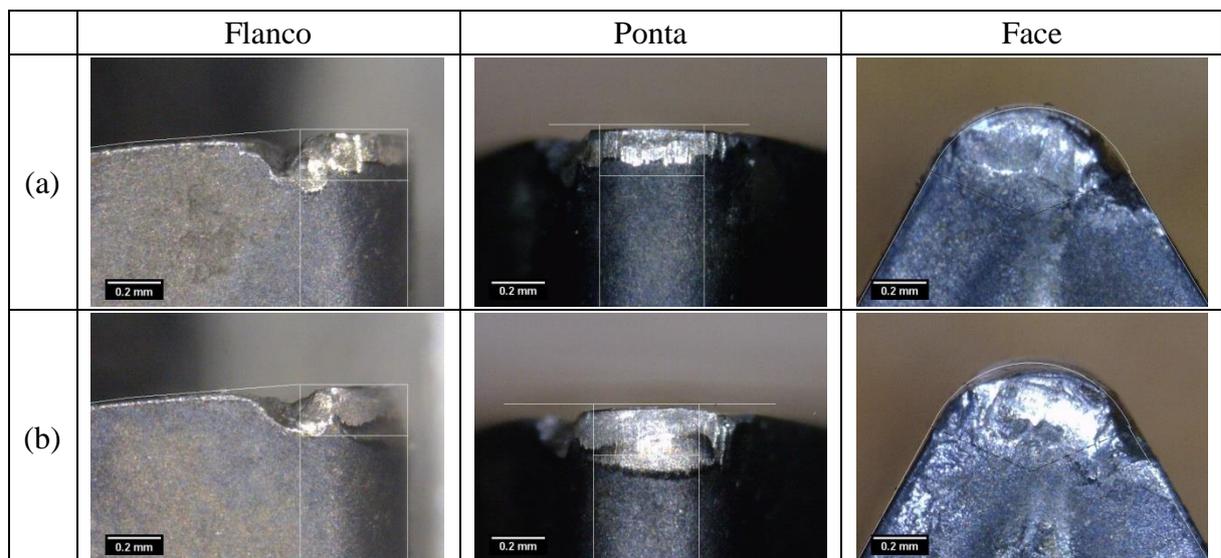


Figura A.6 – Imagens do inserto após ataque químico (solução HCl) por microscopia óptica usado para $f = 0,10$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min

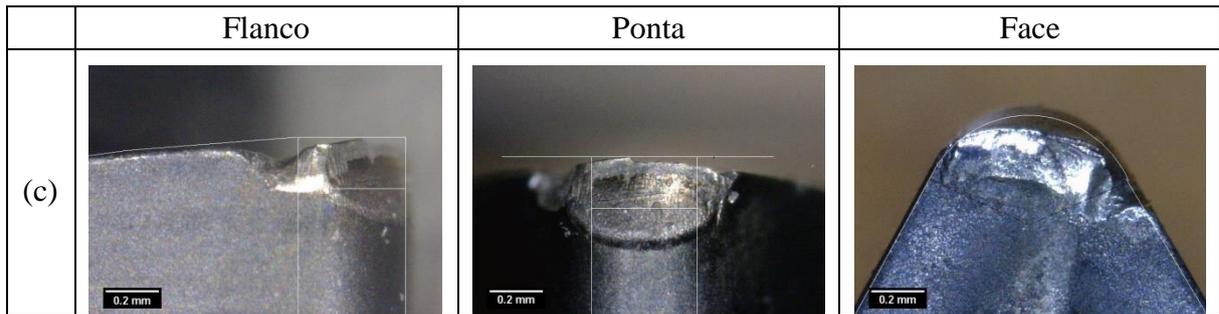


Figura A.6 – Imagens do inserto após ataque químico (solução HCl) por microscopia óptica usado para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 70$ m/min

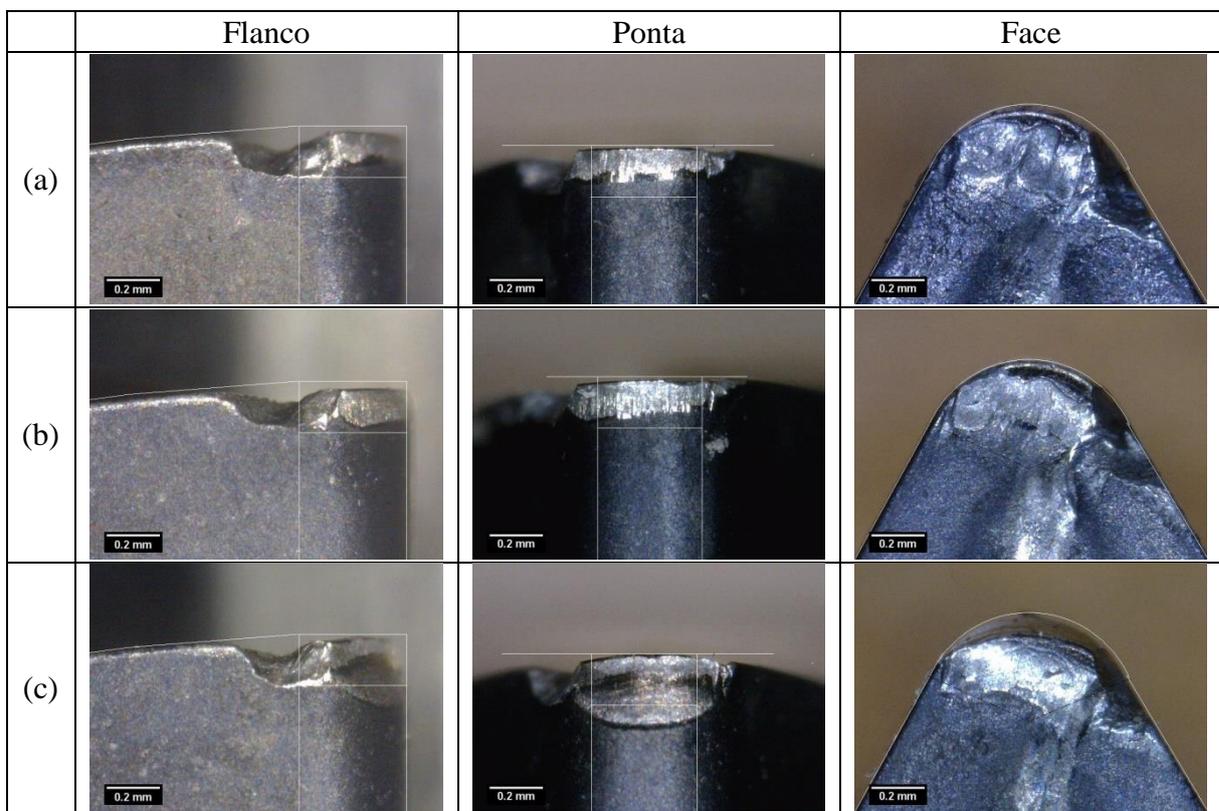


Figura A.7 – Imagens do inserto após ataque químico (solução HCl) por microscopia óptica usado para $f = 0,12$ mm/volta e (a) $v_c = 50$ m/min; (b) $v_c = 60$ m/min e (c) $v_c = 70$ m/min

**APÊNDICE C - Imagens registradas pelo MEV do flanco da ferramenta desgastada
(VB = 0,2 mm)**

A Figuras A.8 a A.13 expõem as imagens (**Etapa 2**) obtidas pelo MEV da ferramenta de corte desgastada (VB = 0,2 mm) obtidas após ataque químico (solução HCl), e as Tabelas A.2 a A.7 os resultados das análises EDS.

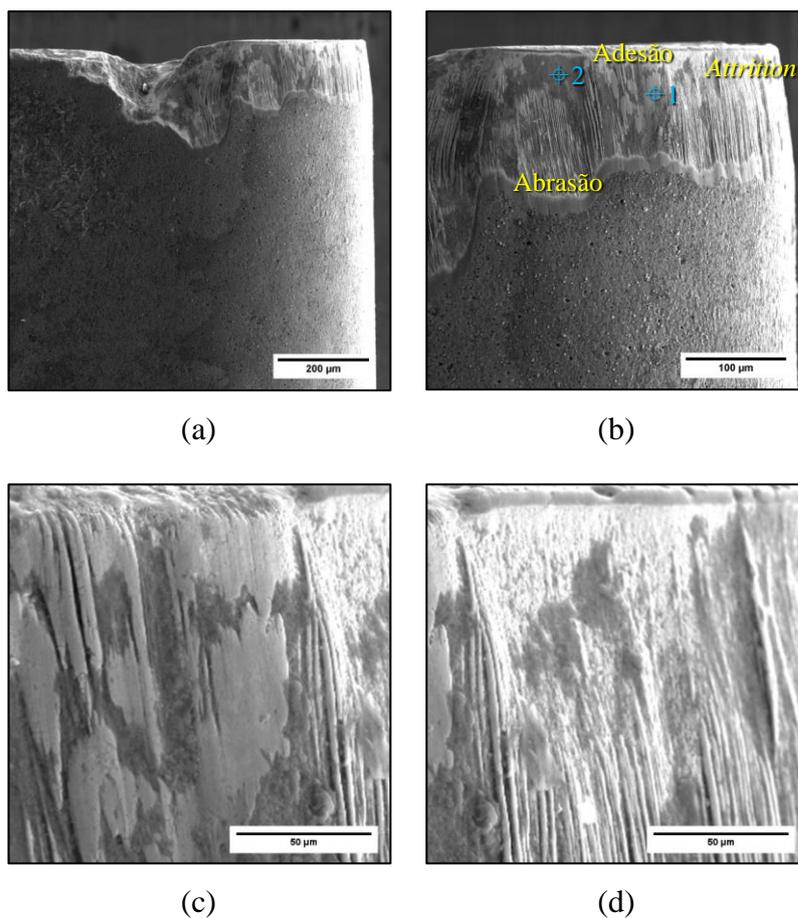


Figura A.8 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 50$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) *attrition*.

Tabela A.2 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 50$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
⊕1	36,8	36,4	1,8	25	-	-
⊕2	1,5	1,5	14,5	82,5	-	-

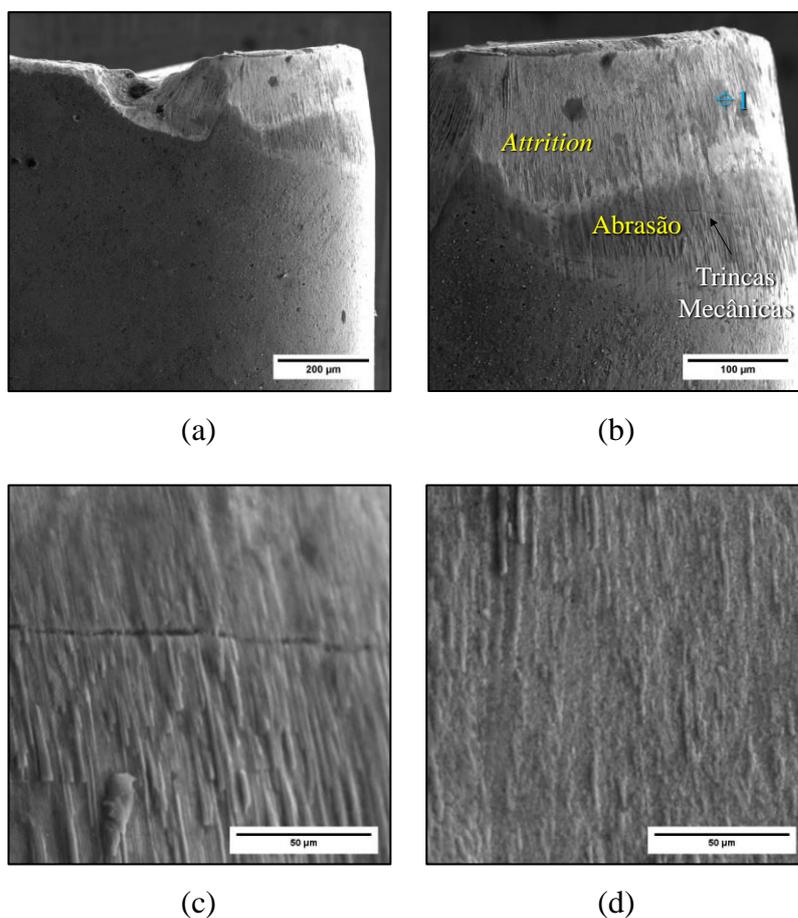


Figura A.9 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 60$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) *attrition*.

Tabela A.3 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 60$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
⊕1	32,5	34,1	3,6	27,1	-	-

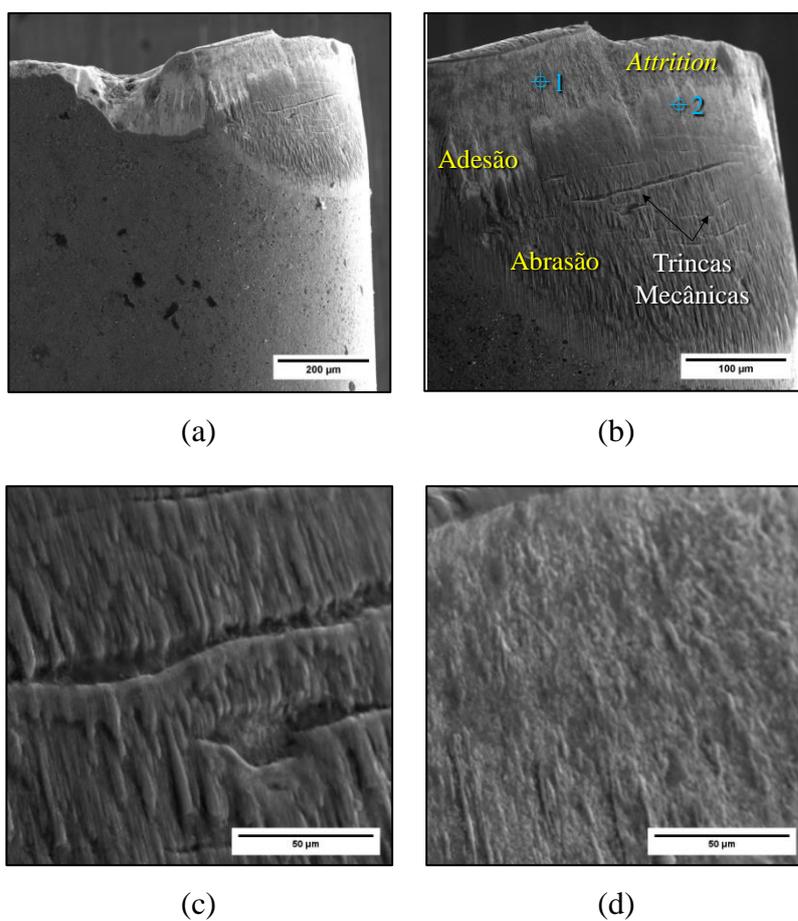


Figura A.10 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,10$ mm/volta e $v_c = 70$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) trincas; (d) *attrition*.

Tabela A.4 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
⊕1	31,9	30,1	8,9	29	-	-
⊕2	5,3	2,4	-	7,3	35,9	49,1

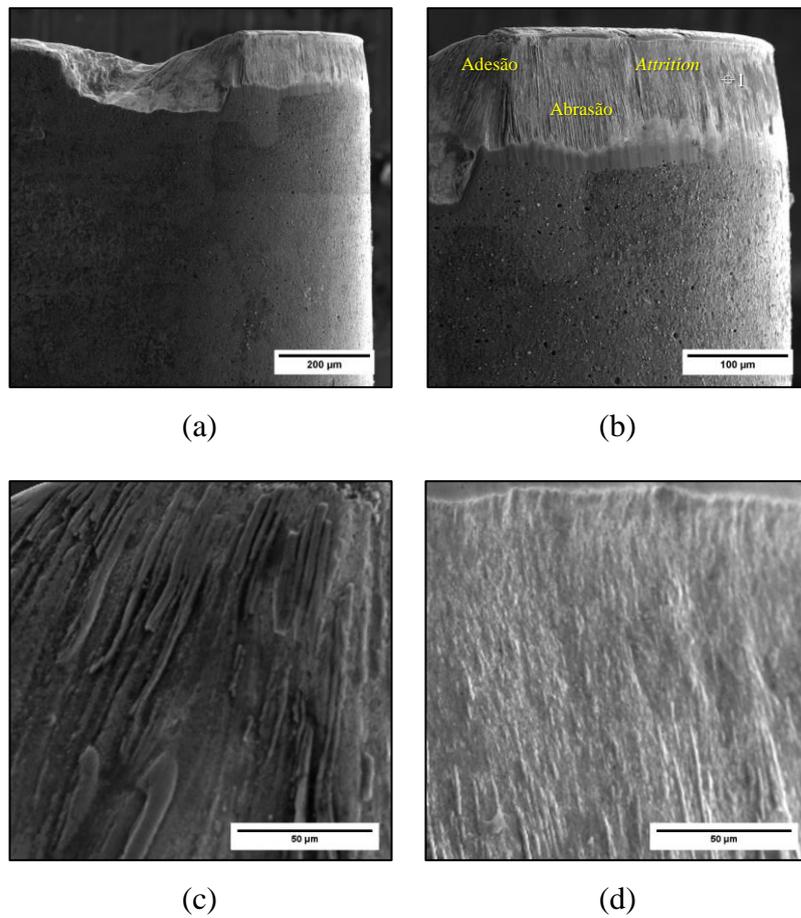


Figura A.11 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 50$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) *attrition*.

Tabela A.5 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 50$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
⊕1	22,9	17,4	26,4	29,1	-	4,2

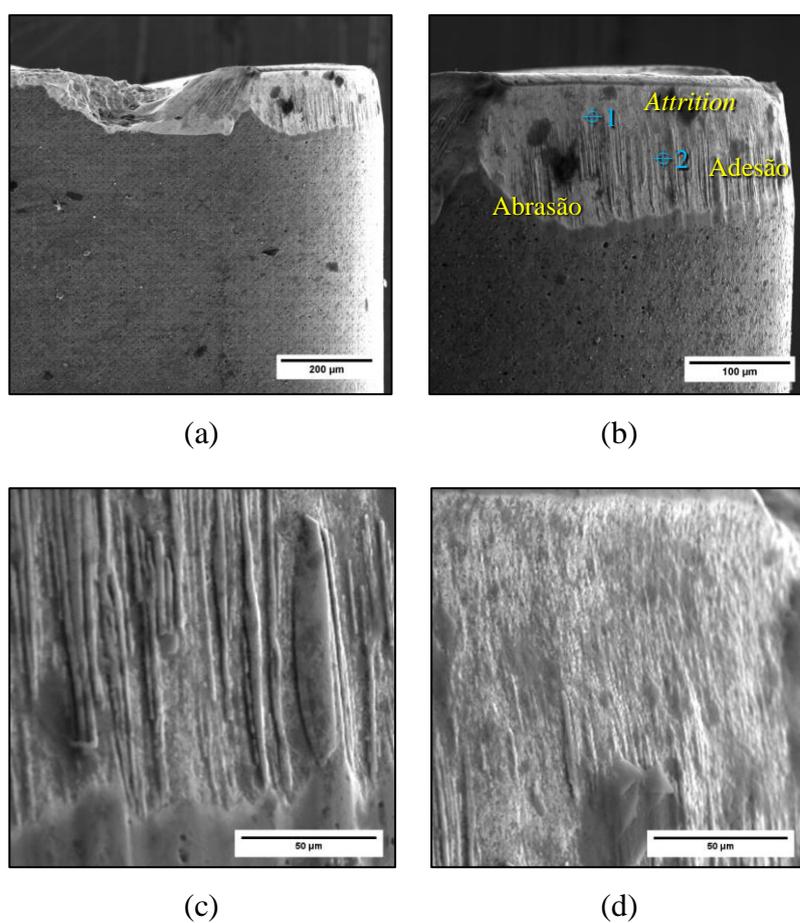


Figura A.12 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 60$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) adesão; (d) *attrition*.

Tabela A.6 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 60$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
⊕1	2,5	2,5	-	94,9	-	-
⊕2	39,5	55,1	-	5,3	-	-

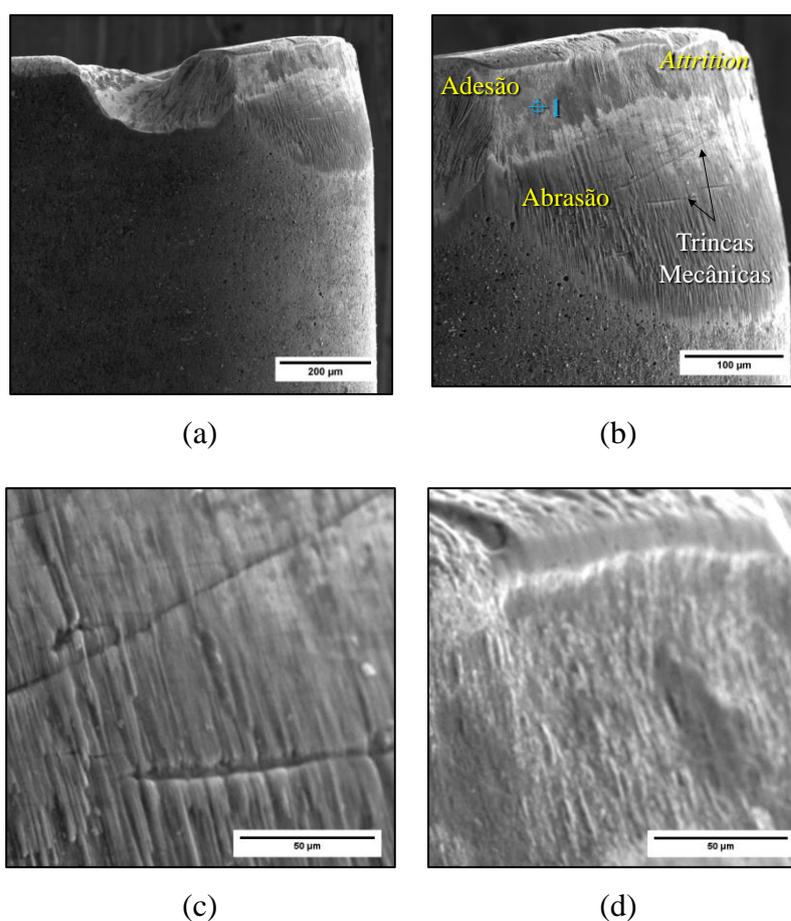


Figura A.13 – Imagem do desgaste de flanco através do MEV para $f = 0,12$ mm/volta e $v_c = 70$ m/min: (a) vista geral; (b) detalhe na superfície de folga; (c) trincas; (d) *attrition*.

Tabela A.7 – EDS na superfície de folga do inserto ($v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta).

Composição Química (% massa)						
EDS	Cr	Fe	Co	W	Ti	Al
⊕1	12	12,8	20,1	55	-	-

APÊNDICE D - Valores mensurados das tensões residuais circunferencial e axial

A Tabela A.8 mostra os valores de tensão residual encontrados na **Etapa 2**. Os valores em **vermelho** representam as tensões residuais trativas (acima de 100 MPa: indesejáveis quanto a resistência à fadiga) e os em **azul** os valores de tensão trativa abaixo de 100 MPa.

Tabela A.8 – Valores de tensão residual

v_c [m/min]	f [mm/volta]	VB [mm]	T [min]	TR_Cf (90°) [MPa]	TR_Ax (0°) [MPa]
50	0,08	0	---	-213 ± 14	-150 ± 4
		0,1	170,6	+78 ± 11	-115 ± 25
		0,2	318,8	+770 ± 17	+53 ± 9
	0,10	0	---	-104 ± 23	-176 ± 8
		0,1	167,1	+67 ± 25	-180 ± 28
		0,2	289,9	+189 ± 15	-290 ± 2
	0,12	0	---	+18 ± 1	+20 ± 10
		0,1	169,2	+94 ± 9	-180 ± 1
		0,2	236,7	+166 ± 11	-290 ± 25
60	0,08	0	---	-478 ± 6	-186 ± 14
		0,1	167,9	+301 ± 10	+52 ± 7
		0,2	259,0	+400 ± 33	+335 ± 14
	0,10	0	---	-109 ± 9	-140 ± 8
		0,1	124,1	+138 ± 13	-166 ± 16
		0,2	188,4	+362 ± 10	-225 ± 15
	0,12	0	---	-450 ± 19	-250 ± 7
		0,1	115,7	-340 ± 30	-156 ± 2
		0,2	188,4	+290 ± 18	-115 ± 3
70	0,08	0	---	+56 ± 1	-203 ± 9
		0,1	116,1	+502 ± 6	-175 ± 3
		0,2	188,2	+576 ± 19	+34 ± 6
	0,10	0	---	-75 ± 3	-150 ± 30
		0,1	92,9	+308 ± 15	-182 ± 11
		0,2	125,2	-393 ± 4	-611 ± 28
	0,12	0	---	+127 ± 8	+135 ± 14
		0,1	77,4	+367 ± 18	+44 ± 14
		0,2	104,4	-651 ± 8	-768 ± 29

APÊNDICE E - Valores mensurados das tensões residuais em diferentes profundidades

A Tabela A.9 mostra os valores de tensão residual encontrados na **Etapa 2** para as direções de corte (circunferencial) e de avanço (axial) obtidas com $v_c = 50$ m/min para $f = 0,08$ e $0,12$ mm/volta nas profundidades de 15, 30, 45, 60 e 90 μm . Em **vermelho** estão as tensões residuais trativas acima de 100 MPa e os em **azul** os valores abaixo de 100 MPa.

Tabela A.9 – Valores de tensão residual em diferentes profundidades para $v_c = 50$ m/min

$f = 0,08$ mm/volta				$f = 0,12$ mm/volta			
VB [mm]	prof. [μm]	TR_Cf [MPa]	TR_Ax [MPa]	VB [mm]	prof. [μm]	TR_Cf [MPa]	TR_Ax [MPa]
0	0	-450 \pm 19	-250 \pm 7	0	0	-478 \pm 6	-186 \pm 14
	15	-311 \pm 17	-150 \pm 8		15	-320 \pm 9	-400 \pm 2
	30	-441 \pm 30	-358 \pm 6		30	-278 \pm 10	-274 \pm 22
	45	-310 \pm 3	-160 \pm 4		45	-256 \pm 12	-137 \pm 3
	60	-13 \pm 3	-242 \pm 8		60	-142 \pm 5	-24 \pm 3
	90	-90 \pm 2	61 \pm 6		90	50 \pm 10	-170 \pm 10
0,1	0	-340 \pm 37	-156 \pm 2	0,1	0	301 \pm 11	52 \pm 7
	15	-582 \pm 16	-603 \pm 9		15	-35 \pm 10	-530 \pm 20
	30	-636 \pm 8	-789 \pm 18		30	-328 \pm 30	-652 \pm 21
	45	-908 \pm 29	-501 \pm 10		45	-276 \pm 5	-543 \pm 11
	60	-648 \pm 20	-600 \pm 11		60	-870 \pm 11	-337 \pm 13
	90	-335 \pm 15	-271 \pm 12		90	-17 \pm 3	-368 \pm 12
0,2	0	290 \pm 18	-115 \pm 3	0,2	0	400 \pm 33	335 \pm 14
	15	166 \pm 4	-288 \pm 10		15	-121 \pm 7	-268 \pm 9
	30	-429 \pm 7	-620 \pm 9		30	-129 \pm 2	-111 \pm 3
	45	-404 \pm 25	-501 \pm 5		45	-304 \pm 1	-140 \pm 31
	60	-510 \pm 3	-200 \pm 3		60	-10 \pm 2	-83 \pm 20
	90	-267 \pm 4	10 \pm 2		90	-50 \pm 3	-85 \pm 3

APÊNDICE F - Verificação da camada alterada na superfície torneada

A Figuras A.14 e A.15 mostram as imagens (**Etapa 2**) da evolução da microestrutura do material usinado em função do desgaste de flanco da ferramenta.

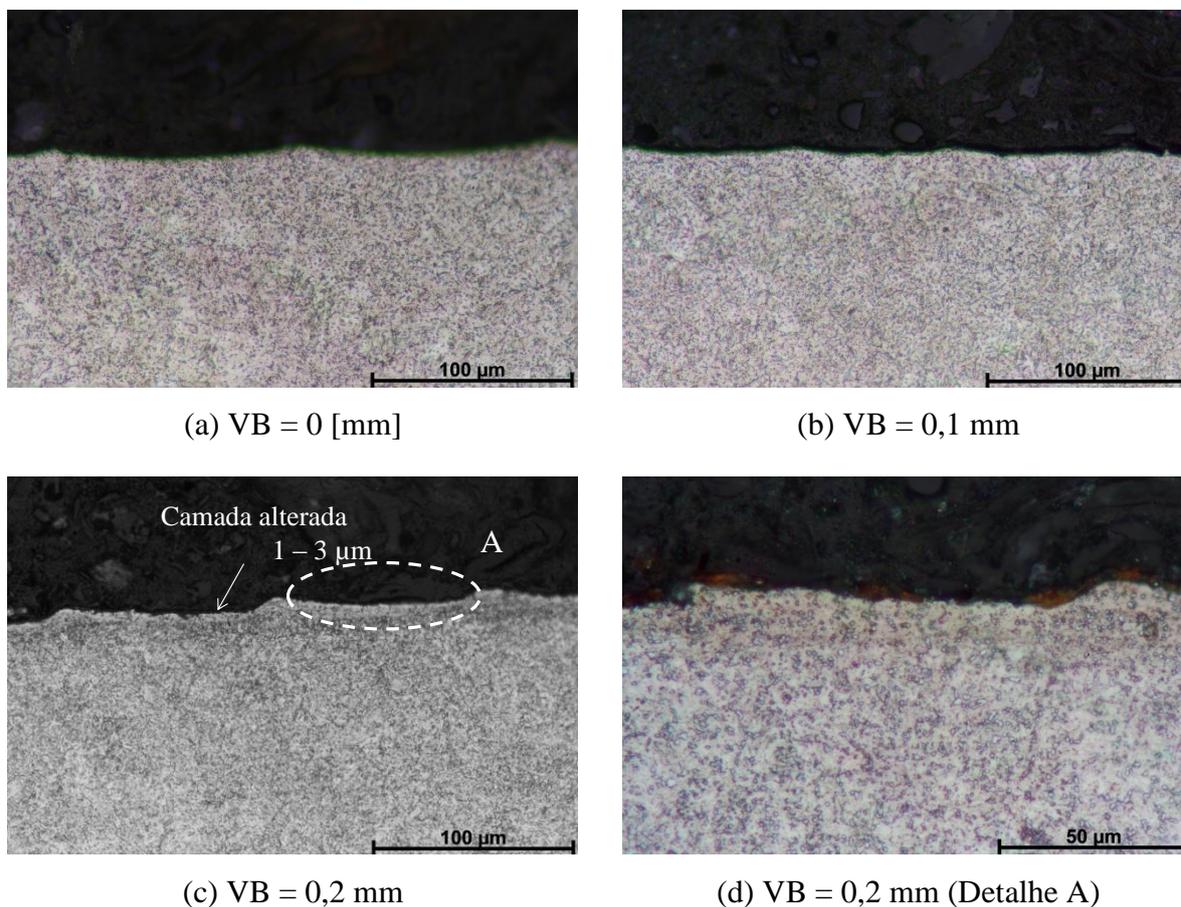


Figura A.14 – Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,10$ mm/volta.

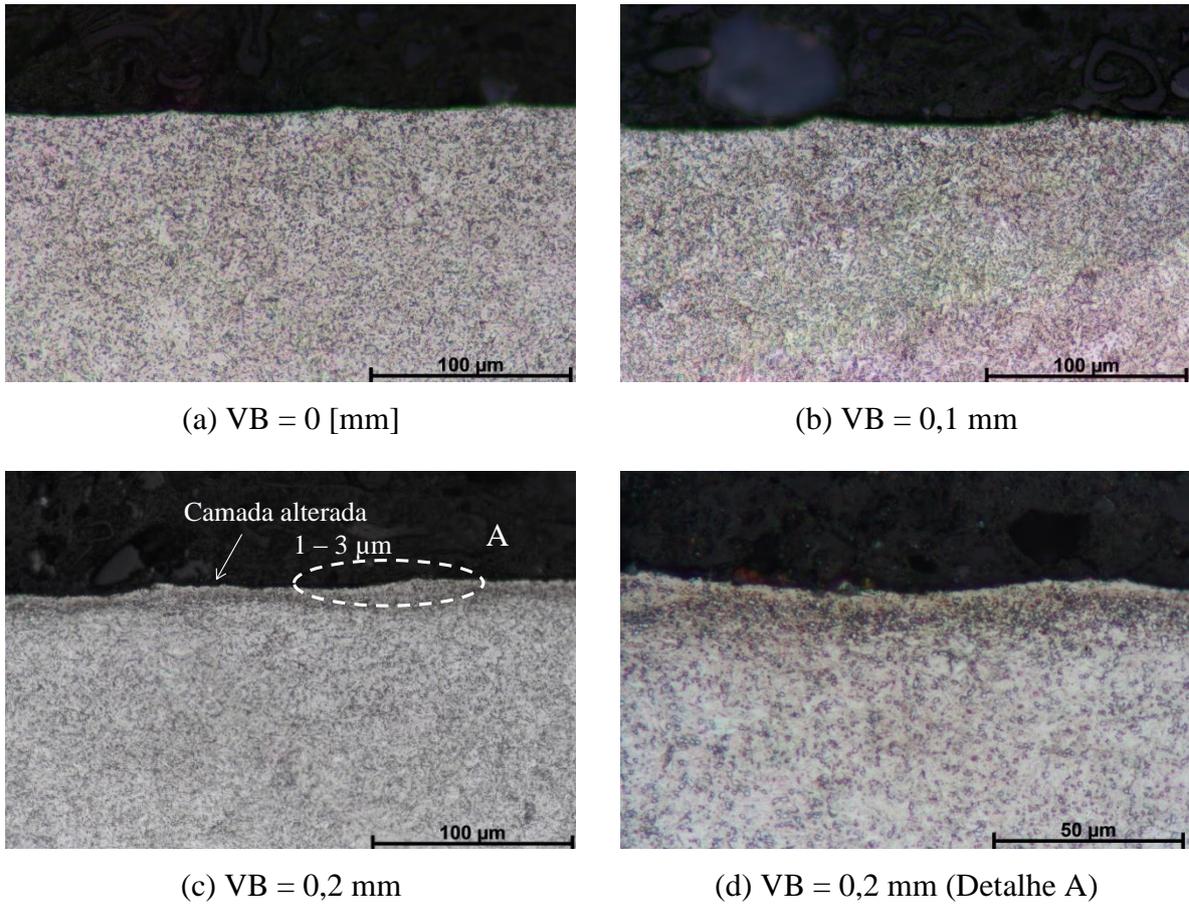


Figura A.15 – Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido a (53 ± 2) HRC para $v_c = 70$ m/min e $f = 0,12$ mm/volta.

ANEXOS

ANEXO I - Métodos de medição das tensões residuais

Existem muitas técnicas para se mensurar a tensão residual. De acordo com Brinksmeier et al., 1982, podem ser utilizados extensômetros, métodos magnéticos, eletromagnéticos e ultrassônicos. Conforme Martins et al. 2004, a escolha da técnica mais apropriada está baseada na natureza do componente, na geometria do componente, no tipo de tensões residuais presentes no componente, no gradiente de tensões residuais, no local de realização da medida, na reutilização do corpo de prova, no tempo disponível e na precisão do método. Atualmente, as duas mais utilizadas são a técnica do furo cego incremental e a técnica de difração por raio-X, sendo que a segunda apresenta melhores resultados quando comparada com a primeira [Martins et al. 2004; Bordinassi, 2006].

Existem vários métodos de medição que podem ser empregados, classificados em destrutivos, semidestruativos e não destrutivos (considerados métodos mecânicos). Para realizar medições de tensões residuais, existem as mais diversas técnicas, cada uma com sua peculiaridade e aplicação.

ANEXO II - Método ($\text{sen}^2\psi$) de medição por difração por Raio-X

Segundo Jawahir et al., 2011, a difração por raio-X é uma técnica não destrutiva comumente empregada para avaliar a integridade superficial de materiais cristalinos usinados.

No caso dos metais, eles são compostos de átomos arranjados em uma matriz de três dimensões para formar um cristal. A técnica por difração de raio-X explora o fato de que quando um metal está com tensões residuais, sua resultante de deformação elástica gera uma mudança no espaçamento dos planos atômicos da estrutura cristalina. Assim, o método consegue medir efetivamente esse espaçamento atômico interplanar, permitindo a obtenção da tensão total do metal através de equações derivadas da teoria da elasticidade [Martins et al., 2004; Rossini et al., 2012]. Em outras palavras, a variação do retículo cristalino induzida pela presença de tensões é medida com base na lei de Bragg e as tensões são calculadas assumindo que a distorção ocorre no regime linear elástico. Devido à absorção dos raios-X, essa técnica é limitada às camadas superficiais da ordem de 10 μm . [Martins et al., 2004].

Brinksmeier et al., 1982, cita que existem vários métodos propostos para determinação das deformações segundo a difração de raios-X: método $\text{sen}^2\psi$; método de Glocker (método

do 0-45°); método de Schall (método da única incidência de 45°); método θ -2 θ e método θ (método do eixo fixo). Rossini et al., 2012, realizou uma comparação entre as técnicas de medição das tensões residuais apresentados na Tabela II.1.

Tabela II.1 – Comparação das técnicas de medição das tensões residuais

Classificação		Método	Descrição	Vantagem	Desvantagem	Incerteza em situações normais
Semidestrutivos	Medição da deformação devido ao alívio da tensão residual pelo deslocamento completo ou parcial através da remoção de material.	Furo Cego	Pequeno furo que permite o alívio da tensão residual as deformações são mensuradas com extensômetros	Rápida Relativa Fácil utilização	Semidestrutiva Interpretação dos dados Sensibilidade de deformação limitada	± 20 Mpa
Destrutivos		Seccionamento	Medição da tensão devido à separação do material com extensômetros	Grande variedade de materiais Econômica e rápida	Destrutiva Interpretação dos dados	± 10 Mpa
		Remoção de Camadas (deflexão)	Remoção de camadas do material quimicamente	Mapas de alta resolução da tensão residual normal a superfície removida	Destrutiva Interpretação dos dados	± 30 Mpa
Não-destrutivos	Medição de parâmetros associados com a tensão residual. Vantagem da não preparação do corpo de prova.	Difração de Raios-X	Medição das distâncias entre os planos atômicos	Macro e micro tensões Rápida	Pequenos componentes	± 20 Mpa
		Difração de Nêutrons	Similar a difração de Raios-X, com maior profundidade	Ótima penetração e resolução Mapas 3D	Instalação especial	± 30 Mpa
		Ultrassom	Varição da velocidade de ondas ultrassônicas no interior do material	Muito rápida Baixo custo	Resolução limitada	± 10 Mpa
		Barkhausen/magneto-estricção	Relação entre a magnetização e a deformação elástica em materiais ferromagnéticos	Muito rápida Muito sensível aos efeitos da microestrutura	Necessário dividir o sinal da micro-estrutura do sinal da tensão	-

A difratometria (Figura II.1) mede o parâmetro “d” do reticulado do corpo de prova e calcula as deformações existentes a partir da reflexão seletiva segundo planos cristalográficos em um ângulo “ θ ” de refração e comprimento da onda “ λ ” dos raios-X.

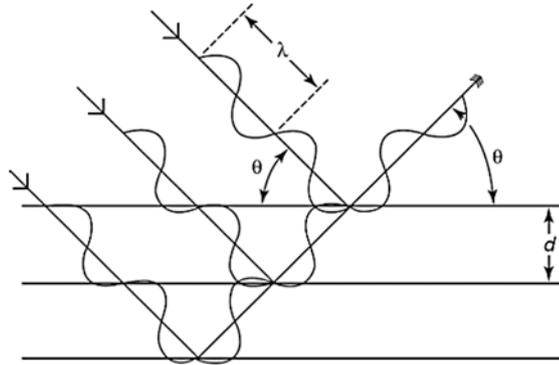


Figura II.1 – Espalhamento e difração de raios-X num arranjo cristalino [Rocha et al., 2009]

A difração de raio-X é descrita por Bragg de acordo com a Equação II.1.

$$2d \cdot \text{sen}\theta = \lambda \quad (\text{II.1})$$

A derivada da expressão de *Bragg* indica pela Equação II.2 que:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = -\text{cotg}\theta \cdot \Delta\theta \quad (\text{II.2})$$

Pela Lei de Hooke, têm-se as relações entre tensão e deformação para o estado triaxial de tensões nas Equações II.3, II.4 e II.5.

$$\varepsilon_1 = \left(\frac{\sigma_1}{E} \right) - \mu \cdot \frac{(\sigma_2 + \sigma_3)}{E} \quad (\text{II.3})$$

$$\varepsilon_2 = \left(\frac{\sigma_2}{E} \right) - \mu \cdot \frac{(\sigma_1 + \sigma_3)}{E} \quad (\text{II.4})$$

$$\varepsilon_3 = \left(\frac{\sigma_3}{E} \right) - \mu \cdot \frac{(\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (\text{II.5})$$

Onde ε_1 , ε_2 e ε_3 são as deformações principais, σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais, e μ é o coeficiente de Poisson. Para adequação ao estado real de tensões utiliza-se a deformação $\varepsilon_{\varphi,\psi}$, que varia com o ângulo entre a reta normal à superfície (ψ), e com o ângulo azimutal (φ). Por isso são utilizadas coordenadas polares, conforme a Figura II.2.

Então, a equação da deformação pode ser escrita pela Equação II.6.

$$\varepsilon_{\phi,\psi} = (\sigma_1 \cdot \cos^2 \phi + \sigma_2 \cdot \sin^2 \phi) \cdot \sin^2 \psi - \mu \cdot \frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{E} \quad (\text{II.6})$$

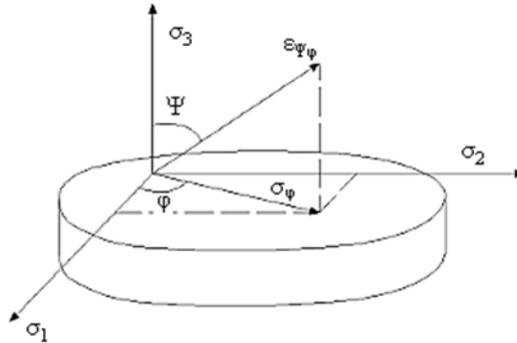


Figura II.2 – Sistema de coordenadas polares [Cindra Fonseca, 2000]

Como a tensão perpendicular à superfície (σ_3) é nula, obtêm-se a Equação II.7.

$$\varepsilon_{\phi,\psi} = \frac{(1+\mu) \cdot \sigma_\phi \cdot \sin^2 \psi}{E} - \frac{\mu \cdot (\sigma_1 + \sigma_2)}{E} \quad (\text{II.7})$$

Onde σ_ϕ é a componente da direção que faz ângulo ϕ com a componente da tensão σ_1 . A diferença das componentes 1 e 2 da deformação obtida gera a Equação II.8.

$$\varepsilon_{\phi,\psi 1} = \varepsilon_{\phi,\psi 2} = \frac{1-\mu}{E} \sigma_\phi (\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \phi_1) \quad (\text{II.8})$$

A componente σ_ϕ da Equação II.8 pode ser escrita pela Equação II.9.

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1+\mu)} \cdot \frac{\varepsilon_{\phi,\psi 1} - \varepsilon_{\phi,\psi 2}}{(\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \phi_1)} \quad (\text{II.9})$$

Combinando a Equação II.9 com a II.2, obtêm-se a equação da tensão Equação II.10:

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1+\mu)} \cdot \frac{\cot g \theta_0 \cdot (\theta_{\phi,\psi 2} - \theta_{\phi,\psi 1})}{(\sin^2 \psi_2 - \sin^2 \phi_1)} \quad (\text{II.10})$$

