



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE PRODUÇÃO**

DEIBE VALGAS DOS SANTOS

**TORNEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICO
SOB LUBRI-REFRIGERAÇÃO COM BAIXA E ALTA PRESSÕES**

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2019

DEIBE VALGAS DOS SANTOS

**TORNEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICA
SOB LUBRI-REFRIGERAÇÃO COM BAIXA E ALTA PRESSÕES**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia de Produção.

Área de concentração: Processos de Fabricação e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

S237t

Santos, Deibe Valgas dos.

Torneamento do aço inoxidável supermartensítico sob lubri-refrigeração com baixa e alta pressões [recurso eletrônico] / Deibe Valgas dos Santos. - 2019.

1 recurso online (xxv, 195 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Alexandre Mendes Abrão.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Apêndices: f. 173-195.

Bibliografia: f. 157-172.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia de produção - Teses. 2. Asperidade de superfície - Teses. 3. Cisalhamento - Teses. 4. Tensões residuais - Teses. 5. Torneamento - Teses. 6. Usinagem - Teses. I. Abrão, Alexandre Mendes. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 658.5(043)

Ficha catalográfica: Biblioteca Prof^o Mário Wernick, Escola de Engenharia da UFMG



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE
PRODUÇÃO

Av. Antônio Carlos, 6627-Pampulha-31270-901-Belo Horizonte-MG
Tel.: +55 31 34094881 5145-Fax.: +55 31 3409 4883
www.pos.dep.ufmg.br- e-mail: ppge@dep.ufmg.br

ATA DA DEFESA DE TESE DO ALUNO
DEIBE VALGAS DOS SANTOS

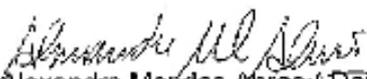
Realizou-se, no dia 07 de junho de 2019, às 09:00 horas, sala 3214, Escola de Engenharia, da Universidade Federal de Minas Gerais, a 33ª defesa de tese, intitulada *TORNEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICO SOB LUBRI-REFRIGERAÇÃO COM BAIXA E ALTA PRESSÃO*, apresentada por DEIBE VALGAS DOS SANTOS, número de registro 2015670704, graduado no curso de ENGENHARIA DE PRODUÇÃO, como requisito parcial para a obtenção do grau de Doutor em ENGENHARIA DE PRODUÇÃO, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Alexandre Mendes Abrao - Orientador (UFMG), Prof(a). Juan Carlos Campos Rubio (Universidade Federal de Minas Gerais), Prof(a). Marcelo Araújo Câmara (UFMG), Prof(a). Paulo Cesar de Matos Rodrigues (UFMG), Prof(a). Sandro Cardoso dos Santos (Centro Federal de Educação Tecnológica de MG), Prof(a). Rosemar Batista da Silva (Universidade Federal de Uberlândia).

A Comissão considerou a tese:

Aprovada

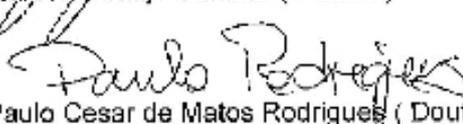
Reprovada

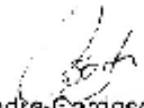
Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.
Belo Horizonte, 07 de junho de 2019.

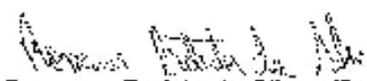

Prof(a). Alexandre Mendes Abrao (Doutor)


Prof(a). Juan Carlos Campos Rubio (Doutor)


Prof(a). Marcelo Araújo Câmara (Doutor)


Prof(a). Paulo Cesar de Matos Rodrigues (Doutor)


Prof(a). Sandro Cardoso dos Santos (Doutor)


Prof(a). Rosemar Batista da Silva (Doutor)

Dedico este trabalho à minha esposa Silvana, pelo seu apoio e atenção nas horas mais necessitadas da minha vida e ao meu filho Lucas Eduardo.

AGRADECIMENTOS

A meu orientador, Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão, pela sua paciência, atenção e, principalmente, pela sua orientação neste trabalho árduo.

Ao corpo docente do programa de Pós-Graduação em Engenharia de Produção da Universidade Federal de Minas Gerais, pelos conhecimentos transmitidos nas disciplinas cursadas durante este período.

Aos colegas de classe pelas orientações, conversas agradáveis e principalmente da colaboração para as realizações das atividades e tarefas deste projeto, principalmente aos amigos Klaus Higor dos Santos Silva, Diogo Azevedo de Oliveira, Anderson Júnior Santos, Augusto Moura Martins, Michele Lisboa Silveira e à graduanda Joyce Lanna Silva.

Aos Professores Paulo César M. Rodrigues, Marcelo Araújo Câmara e Juan Carlos Campos Rubio, do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG, pelas discussões acerca do comportamento do aço inoxidável supermartensítico e dos revestimentos dos insertos. Ao Professor Antonio Carlos Andrade, do Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG, pela cessão da bomba centrífuga para a montagem do sistema de lubri-refrigeração.

À Pontifícia Universidade Católica - campus Coração Eucarístico- Belo Horizonte-MG, por ter cedido o laboratório de usinagem para preparação dos corpos de provas e pela medição do tempo de recuo do dispositivo de parada rápida.

À Kampmann do Brasil Ltda, na pessoa da Dra. Maria Cristina Moreira, pela doação das amostras de aço inoxidável supermartensítico.

À IMECA Indústria Mecânica Canaã, na pessoa do Sr. Bruno Fernando Calixto, pela construção do dispositivo de parada rápida.

Ao Departamento de Engenharia Química da UFMG por ter cedido o refratômetro para análise da concentração do fluido de corte.

"Ensinar não é transferir conhecimento, mas criar as possibilidades para a sua própria produção ou a sua construção"

Paulo Freire

RESUMO

As indústrias química e petroquímica investem incessantemente em novas tecnologias e materiais. Tubos utilizados na exploração de petróleo e gás natural na camada do Pré-Sal devem apresentar a capacidade de suportar ambientes extremamente agressivos, com elevadas concentrações de CO₂ e H₂S. Tais aplicações exigem a utilização de aços inoxidáveis supermartensíticos com elevada resistência à corrosão e tenacidade, porém, estas características do material implicam na dificuldade de usinagem desta liga. O presente trabalho tem por objetivo identificar os principais fatores que influenciam a usinabilidade do aço inoxidável Super Cromo 13 (classe CA6NM, conforme a norma ASTM A743) durante o torneamento a seco e com lubri-refrigeração (baixa pressão de 0,1 e média pressão de 8 MPa) utilizando diferentes velocidades de corte e insertos de metal duro com revestimento produzido por deposição física de vapor (PVD) e deposição química de vapor (CVD). Foram avaliados a microestrutura, composição química e propriedades mecânicas, rugosidade dos corpos de prova do aço inoxidável super Cromo 13, desgaste de flanco (VBc) e vida dos insertos, força de usinagem, tensão residual, morfologia dos cavacos gerados, deformação, taxa de deformação, tensão normal e tensão de cisalhamento. Os resultados indicaram uma microestrutura martensítica com a presença do elemento Ti. Os resultados da análise química permitiram quantificar as concentrações dos elementos presentes na liga e o material em estudo foi classificado como aço inoxidável supermartensítico média liga. Esta apresentou tensão de escoamento de 738,7 MPa e a resistência a tração de 794,7 MPa. O material do inserto, técnica de lubri-refrigeração e velocidades de corte não apresentaram influência significativa sobre a rugosidade da superfície usinada. Quanto ao desgaste de flanco e vida dos insertos, notou-se que o inserto revestido por CVD da classe ISO M10 apresentou melhor desempenho no processo. O corte a seco combinado com velocidade de corte mais elevada e o inserto revestido por CVD da classe M10 proporcionou menores forças de usinagem. Quando se utilizou a lubri-refrigeração sob média pressão, independentemente da velocidade de corte e do inserto, a principal forma do cavaco obtida foi em arco conectado. O corte a seco proporcionou menor valor de deformação e taxa de deformação. Por fim, a combinação entre o corte a seco e a velocidade de corte de 150 m/min promoveram os menores valores da tensão de cisalhamento.

Palavras-chave: aço inoxidável supermartensítico, torneamento, metal duro revestido, velocidade de corte, rugosidade, força de usinagem, cavaco, tensão residual, tensão de cisalhamento.

ABSTRACT

The chemical and petrochemical industries continually invest in new technologies and materials. Tubes used in the extraction of oil and natural gas in pre-salt layer must be able to withstand extremely aggressive environments, with high concentrations of CO₂ and H₂S. Such applications require the employment of supermartensitic stainless steels with high corrosion resistance and toughness. The aim of the present work is to identify the main factors influencing the machinability of Super Chrome 13 stainless steel (grade CA6NM, according to ASTM A743) when turning using different cutting speeds, cooling methods (low and high pressure of 0,1 and 80 bar, respectively) and PVD and CVD coated carbide inserts of different grades. Microstructure, chemical composition, mechanical properties, roughness of the workpiece, chips morphology, tool life and wear, turning force components, induced residual stress, strain, strain rate, normal and shear stress at the shear plane were evaluated. The results indicated a martensitic microstructure with the presence of Ti, which increases the abrasiveness of the work material. This presented a yield stress of 738.7 MPa and the tensile stress of 794.7 MPa. Cutting insert grade, cooling method and cutting speeds did not present a significant influence on the roughness. With regard to tool life and wear, it was noticed that insert grade MC 7015 presented better performance. Dry cut combined with the highest cutting speed plus the MC 7015 insert provided the lowest machining force values. When cooling under high pressure, connected arc chips were produced, irrespectively of cutting speeds and insert grade. Dry cutting associated promoted the lowest value for deformation and deformation rate and shear stress of the material. Finally, the lowest shear stress value was obtained when dry turning at the cutting speed of 150 m/min.

Keywords: supermartensitic stainless steel, turning, coated carbide, roughness, cutting force, residual stress, shear stress.

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1: (a) Tubos de aço inoxidável Duplex UNS 32204 utilizados na tubulação de navios-tanques e tanques de estocagem, (b) detalhe do tubo de aço inoxidável Duplex UNS 32205 submerso (ABINOX, 2016). 6
- Figura 2.2: (a) Tubo de aço inoxidável supermartensítica, (b) conexão em aço inoxidável VAM@ 21TM, (c) conexão em tubos de aço inoxidável VAM TOP® (VALLOUREC MANNESMANN, 2016). 7
- Figura 2.3: Microestruturas dos aços inoxidáveis: (a) aço inoxidável Ferrítico AISI 430, (b) aço inoxidável Martensítica AISI 410, (c) aço inoxidável austenítico AISI 304 e (d) aço inoxidável Duplex UNS 32750. Ataque ácido oxálico 10% (adaptado de ASM, 2004; BARBOSA, 2014 e SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008). 10
- Figura 2.4: Classificação dos aços inoxidáveis supermartensíticos (adaptado de ATEHORTUA, 2013; MARSHALL; FARRAR, 2001 e RODRIGUES *et al.*, 2005). 12
- Figura 2.5: (a) Efeito do teor de Mo sobre resistência à corrosão (em CO₂ a 180° C) para duas composições do aço inoxidável supermartensítica com diferentes teores de Ni e (b) efeito da temperatura sobre taxa de corrosão localizada e sob tensão do aço convencional AISI 420 e do aço inoxidável supermartensítica média liga (UEDA *et al.*, 1999 e ZEPON, 2013). 14
- Figura 2.6: Diagrama de equilíbrio Fe-C-Cr de um aço com baixo teor de carbono: (a) parte do diagrama Fe-Cr, (b) influência do Ni sobre a faixa de estabilidade da austenita no sistema Fe-Cr, (c) influência do Mo sobre a faixa de estabilidade da austenita no sistema Fe-Cr (adaptado de SILVA 2010 e ASM. 1992). 15

Figura 2.7:	Microestrutura de um aço inoxidável supermartensítica temperado e revenido mostrando martensita nova (M), martensita revenida (M') e partículas não metálicas do tipo Ti (C, N). Ataque: Vilella (ATEHORTUA, 2013).	16
Figura 2.8 :	Diagrama do processo de formação de cavaco (TRENT e WRIGHT, 2000).	20
Figura 2.9:	Modelos de formação do cavaco: (a) modelo adaptado de ERNST e MERCHANT e (b) modelo adaptado de cartas PIISPANEN apud BARBOSA (2014).	21
Figura 2.10:	Modelo de formação de cavaco Lee e Shaffer (adaptado de BARBOSA, 2014).	22
Figura 2.11:	Relação entre grau de recalque e ângulo de cisalhamento ao usinar um aço SAE 1035, $v_c = 100$ m/min; $a_p = 0,3$ mm; $f = 0,2$ mm/rev (adaptado de ASM, 1989; TRENT e WRIGHT, 2000 e CAMARGO, 2016).	23
Figura 2.12:	Relações para o cálculo do grau de deformação cisalhante do cavaco: (a) deslocamento e formação dos elementos de cavaco (b) triângulo de velocidades no corte ortogonal (adaptado de TRENT e WRIGHT, 2000).	25
Figura 2.13:	Seção transversal dos cavacos obtidos no torneamento com avanço de 0,15 mm/rev: (a) latão 70/30, (b) aço inoxidável, (c) latão com chumbo, (d) aço de baixo carbono usinado com velocidade de corte de 5 m/min, (e) aço de baixo carbono usinado com velocidade de corte de 25 m/min e (f) aço baixo carbono usinado com velocidade de corte 55 m/min (adaptado de CHILDS <i>et al.</i> , 2000).	29
Figura 2.14:	Formas de cavaco produzidas na usinagem dos metais (adaptado de ISO 3685, 1993).	31
Figura 2.15:	Geometria da forma do cavaco pela combinação das curvaturas: a) ω curvatura vertical; θ curvatura lateral; η ângulo do fluxo do cavaco; b) influência da profundidade de corte e do raio de ponta da ferramenta sobre curvatura lateral do cavaco (DINIZ <i>et al.</i> , 2013).	32
Figura 2.16:	Raiz do cavaco do ferro fundido nodular ferrítico GGG 42 (LUCAS e WEINGAERTNER, 2004).	33

Figura 2.17:	Micrografia da raiz do cavaco do aço ABNT 1017: (a) velocidade de corte 21,2 m/min, $f = 0,101$ mm/rev e $\gamma_0 = 20^\circ$; (b) velocidade de corte 24,3 m/min, $f = 0,165$ mm/rev e $\gamma_0 = 15^\circ$ (adaptado de CHERN, 2005).	4
Figura 2.18:	Direção do plano de cisalhamento AB do aço ABNT 1045 (velocidade de corte 100 m/min, $f = 0,24$ mm/rev PEREIRA, 2011).	34
Figura 2.19:	Micrografia da zona de fluxo: (a) cavaco de aço AISI 1017, ampliação x 200, avanço de 0.191 mm/rev (CHERN, 2005), (b) cavaco do aço inoxidável Martensítico AISI 410 (CORRÊA <i>et al.</i> , 2014).	35
Figura 2.20:	Propriedades dos materiais para ferramenta de corte (adaptado de KLOCKE, 2011).	38
Figura 2.21:	Influência da temperatura sobre condutividade térmica dos revestimentos TiN, TiC e Al_2O_3 (adaptado de WERTHEIM <i>et al.</i> , 1982).	45
Figura 2.22:	Exemplos de ferramentas de metal duro revestidas (adaptado de MITSUBISHI, 2016).	46
Figura 2.23:	Parâmetros utilizados para medir os desgastes dos insertos (ISO 3685, 1993).	49
Figura 2.24:	Tipos de avarias e desgaste presentes em ferramentas de cortes (adaptado de SANDVIK, 2011 e NAVES, 2013).	51
Figura 2.25:	Principais mecanismos de desgaste na ferramenta de corte (adaptado de TRENT E WRIGHT, 2000).	52
Figura 2.26:	Componentes da força de torneamento (adaptado de FERRARESI, 1970).	55
Figura 2.27:	Representação das forças que agem na cunha cortante (adaptado de MACHADO <i>et al.</i> , 2015).	56
Figura 2.28:	Classificação da integridade superficial (adaptado de MACHADO <i>et al.</i> , 2015).	60
Figura 2.29:	Desvios estruturais conforme a norma DIN 4760, (1982).	61
Figura 2.30:	Carregamento e descarregamento nas superfícies do metal quando da passagem na ponta da ferramenta (SHAW, 2005).	64
Figura 2.31:	As três direções possíveis de aplicação do fluido de corte (MACHADO <i>et al.</i> , 2015).	70

Figura 3.1:	Metodologia.	73
Figura 3.2:	Tubo de aço inoxidável supermartensítica: (a) dimensões dos corpos de prova utilizado nos ensaios e (b) imagem de corpos de prova.	74
Figura 3.3:	Configuração dos insertos utilizados nos testes de torneamento (adaptado de MITSUBISHI, 2016).	75
Figura 3.4:	Politriz utilizada para lixamento e polimento das amostras metalográficas.	76
Figura 3.5:	Ensaio de tração: (a) dimensões dos corpos de provas para o ensaio de tração e (b) máquina universal de ensaios.	77
Figura 3.6:	Durômetro Heckert modelo HPO 250.	78
Figura 3.7:	Torno Romi Centur 30S.	78
Figura 3.8:	Equipamentos utilizados nos ensaios: (a) cone utilizado no cabeçote móvel e (b) suporte para o porta-ferramenta.	79
Figura 3.9:	Montagem do sistema de lubri-refrigeração a média pressão.	80
Figura 3.10:	Dispositivo de lubri-refrigeração: (a) baixa pressão e (b) média pressão.	81
Figura 3.11:	Microscópio eletrônico de varredura (MEV) <i>Jeol JSM - 6360LV</i> .	82
Figura 3.12:	Aquisição dos sinais de força: (a) dinamômetro <i>Kistler</i> modelo 9272; (b) placa de aquisição de dados; (c) amplificador <i>Kistler</i> tipo 5073 A e (d) computador.	82
Figura 3.13:	Equipamentos utilizados na medição da tensão residual: (a) montagem para medição de tensão residual, (b) conectores para o extensômetro, (c) imagem da roseta e (d) fresa posicionada para iniciar o teste.	83
Figura 3.14:	Dispositivo de parada rápida: (a) posicionado no castelo e (b) dispositivo acionado.	84
Figura 3.15:	Dimensões e perspectiva do dispositivo de parada rápida: (a) vista frontal, (b) vista lateral, (c) vista superior e (d) perspectiva isométrica do dispositivo.	85
Figura 3.16:	Dispositivo de medição de velocidade do recuo do dispositivo de parada rápida: (a) cronômetro digital e (b) sensor ótico tipo forquilha.	86
Figura 3.17:	Microscópio ótico Olympus Leica DM 4500.	86
Figura 3.18:	Microdurômetro Vickers MVK-H1.	87

Figura 3.19:	Perspectiva isométrica da extração dos corpos de provas para os ensaios de tração.	89
Figura 3.20:	Extração dos corpos de provas para ensaios de dureza.	91
Figura 3.21:	Medição da rugosidade dos corpos de prova.	94
Figura 3.22:	Etapas da medição de tensões residuais.	95
Figura 3.23:	Raiz do cavaco gerada pelo dispositivo de parada rápida: a) anel contendo a raiz do cavaco na condição de lubri-refrigeração sob média pressão, (b) raiz do cavaco formado sob condição de lubri-refrigeração sob baixa pressão e (c) raízes dos cavacos embutidas.	96
Figura 3.24:	Figura esquemática da medição da distância perpendicular entre os planos de cisalhamento	97
Figura 3.25:	Ilustração esquemática das medições de ângulo de cisalhamento e microdureza: (a) modelo esquemático da medição do ângulo de cisalhamento, (b) indentações para medição da microdureza da bandas de cisalhamento.	97
Figura 4.1:	Micrografia do aço inoxidável supermartensítico: (a) antes do ataque, (b) após o ataque químico mostrando o precipitado de carbonitreto de titânio sobre a matriz martensítica.	98
Figura 4.2:	Microestrutura do AISM: (a) martensita nova (M), martensita revenida (M') e partículas não metálicas do tipo Ti (C, N) e (b) região onde foi realizado análise (pontos 1 a 5).	99
Figura 4.3:	Análise da microestrutura por EDS: (a) ponto 1, (b) ponto 2, (c) ponto 3, (d) ponto 4 e (e) ponto 5 da Figura 4.2(b).	100
Figura 4.4:	Desgaste dos insertos MC 7015 após a usinagem com a lubri-refrigeração sob baixa pressão e velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min e sob média pressão e velocidades de corte de (d) 200, (e) 250 e (f) 300 m/min.	117
Figura 4.5:	Desgaste dos insertos MC 7025 após a usinagem com a lubri-refrigeração sob baixa pressão e de velocidade de corte de 200 (a), 250 (b) e 300 m/min (c) e sob média pressão e de velocidade de corte de 200 (a), 250 (b) e 300 m/min (c).	118

- Figura 4.6: Desgaste dos insertos MP 7035 após a usinagem com a lubri-refrigeração sob média pressão e velocidade de corte de 200 (a), 250 (b) e 300 m/min (c) e sob baixa pressão e velocidade de corte de 200 (a), 250 (b) e 300 m/min (c). 119
- Figura 4.7: Imagem do revestimento TiCN+Al₂O₃+TiN (inserto MC 7015) obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhado. 120
- Figura 4.8: Imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados: (a) imagem retroespalhada referente a Figura 4.4 (d) e (b) microgrão do substrado. 121
- Figura 4.9: Imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados: (a) imagem retroespalhada referente a Figura 4.5 (a) e (b) microgrão do substrado com parte do revestimento TiCN+Al₂O₃+TiN sob leve abrasão. 122
- Figura 4.10: Imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados: (a) imagem retroespalhada referente a Figura 4.6(a) e (b) parte do revestimento AlTiN removida do inserto MP 7035. 123
- Figura 4.11: Formas de cavaco obtidas após o torneamento do AISM com insertos MC 7015. 139
- Figura 4.12: Formas de cavaco obtidas após o torneamento do AISM com insertos MC 7025. 140
- Figura 4.13: Formas de cavaco obtidas após o torneamento do AISM com insertos MP 7035. 141
- Figura 4.14: Raiz do cavaco gerado pelo inserto MC 7015 sob $v_c = 200$ m/min: (a) baixa pressão e (b) média pressão. 142
- Figura 4.15: Cavaco produzido pelo inserto MC 7015 sob $v_c = 200$ m/min na condição de refrigeração sob baixa pressão. 143
- Figura 4.16: Raiz do cavaco gerado pelo inserto MC 7015 sob $v_c = 200$ m/min: (a) baixa pressão e (b) média pressão. 143
- Figura 4.17: Seção longitudinal do cavaco do aço AISM para velocidade de corte de 150 m/min com lubri-refrigeração a seco: (a) exemplificação da medição, (b) caracterização do cavaco segmentado, (c) medição da espessura do cavaco e (d) determinação do ângulo de cisalhamento do cavaco. 144

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 2. 1:	Produção mundial de aço inoxidável bruto (adaptado de ISSF, 2016).	5
Gráfico 4.1:	Curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira para três corpos de provas (a, b e c).	103
Gráfico 4.2:	Coefficiente de resistência K e grau do encruamento n dos três corpos de provas (a, b e c).	104
Gráfico 4.3:	Curvas para determinação do limite de escoamento a 0,02%.	106
Gráfico 4.4:	Influência do inserto sobre o desgaste de flanco (VBc).	110
Gráfico 4.5:	Influência da v_c sobre o desgaste de flanco (VBc).	110
Gráfico 4.6:	Influência da lubri-refrigeração sobre o desgaste de flanco (VBc).	112
Gráfico 4.7:	Interação entre o inserto e a lubri-refrigeração sobre o desgaste VBc.	113
Gráfico 4.8:	Vida do inserto MC 7015 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob baixa pressão (t = 10 min).	114
Gráfico 4.9:	Vida do inserto MC 7015 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob média pressão (t = 10 min).	114
Gráfico 4.10:	Vida do inserto MC 7025 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob baixa pressão (t = 10 min).	115
Gráfico 4.11:	Vida do inserto MC 7025 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob média pressão (t = 10 min).	115
Gráfico 4.12:	Vida do inserto MC 7035 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob baixa pressão (t = 10 min).	116
Gráfico 4.13:	Vida do inserto MC 7035 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob média pressão (t = 10 min).	116
Gráfico 4.14:	Influência de (a) v_c , (b) inserto e (c) lubri-refrigeração sobre a força de corte (F_c).	127

Gráfico 4.15:	Influnência da interação lubri-refrigeração x v_c sobre a força de corte (F_c).	129
Gráfico 4.16:	Influência de (a) v_c , (b) inserto e (c) lubri-refrigeração sobre a força de avanço (F_f).	130
Gráfico 4.17:	Influnência da interação v_c x lubri-refrigeração sobre a força de avanço (F_f).	131
Gráfico 4.18:	Influência de (a) v_c , (b) inserto e (c) lubri-refrigeração sobre a força passiva (F_p).	128
Gráfico 4.19:	Influência da interação v_c x lubri-refrigeração sobre a força passiva (F_p).	133
Gráfico 4.20:	Perfil de tensão residual induzido pelo inserto MC 7015 sob baixa pressão e $v_c = 250$ m/min.	134
Gráfico 4.21:	Perfil de tensão residual induzido pelo inserto MC 7015 sob média pressão e $v_c = 250$ m/min.	134
Gráfico 4.22:	Efeito da lubri-refrigeração sobre o perfil de tensão residual ($v_c = 250$ m/min e inserto MC 7015).	135
Gráfico 4.23:	Efeito de v_c sobre o perfil de tensão residual (baixa pressão e inserto MC 7015).	136
Gráfico 4.24:	Efeito de v_c sobre o perfil de tensão residual (média pressão e inserto MC 7015).	136
Gráfico 4.25:	Efeito do material da ferramenta sobre o perfil de tensão residual (baixa pressão e 250 m/min).	137
Gráfico 4.26:	Efeito do material da ferramenta sobre o perfil de tensão residual (média pressão e 250 m/min).	137
Gráfico 4.27:	Microdureza em função de v_c e lubri-refrigeração.	142
Gráfico 4.28:	Deformação (ϵ) em função de v_c e lubri-refrigeração.	143
Gráfico 4.29:	Taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) em função de v_c e lubri-refrigeração.	149
Gráfico 4.30:	Tensão normal (σ) em função de v_c e lubri-refrigeração.	150

Gráfico 4.31: Tensão de cisalhamento (τ) em função de v_c e lubri-refrigeração. 151

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1:	Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis (adaptado de ASM, 1990).	8
Tabela 2.2:	Propriedade mecânica dos aços inoxidáveis (adaptado de COSTA <i>et al.</i> , 2006 e ASM, 2000).	10
Tabela 2.3:	Composições químicas dos aços supermartensíticos (adaptado de LANGE, 2004).	13
Tabela 2.4:	Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis supermartensíticos (DELEU, DHOOGHE e DUFRAN, apud ZEPON, 2013).	12
Tabela 2.5:	Modelos matemáticos para determinação do ângulo de cisalhamento (adaptado de SHAW, 2005 e BARBOSA, 2014).	24
Tabela 2.6:	Principais propriedades das ferramentas de corte (adaptado de MACHADO <i>et al.</i> , 2015).	39
Tabela 2.7:	Aplicação e classificação das ferramentas de corte (adaptado de ISO 513, 2012).	41
Tabela 2.8:	Comparação entre as propriedades dos revestimentos CVD e PVD (adaptado de KLOCKE, 2011; MACHADO <i>et al.</i> , 2015 e MAIA, 2015).	43
Tabela 2.9:	Propriedades de alguns revestimentos depositados por PVD (adaptado de KLOCKE, 2011).	44
Tabela 2.10:	Comparação das propriedades dos fluidos de corte solúveis e integral (adaptado de LIMA, 2013).	68
Tabela 2.11:	Comparação das propriedades dos fluidos de corte solúveis e integral (adaptado de LIMA, 2013).	69
Tabela 3.1:	Procedimento utilizado para revelar a microestrutura do AISI.	88
Tabela 3.2:	Fatores e níveis empregados na medição da força de usinagem.	93

Tabela 3.3:	Fatores e níveis empregados na medição de Ra, Rz, VBc e tensão residual.	93
Tabela 4.1:	Análise da composição química do aço AISM.	101
Tabela 4.2:	Valores de K e n para o AISM.	104
Tabela 4.3:	Dureza (HV30) do AISM.	107
Tabela 4.4:	Constante de Johnson-Cook obtidos da literatura para os aços inoxidáveis.	107
Tabela 4.5:	Análise de variância para desvio médio aritmético (Ra).	108
Tabela 4.6:	Análise de variância para altura máxima do perfil (Rz).	108
Tabela 4.7:	Análise de variância para o desgaste de flanco (VBc).	109
Tabela 4.8:	Resultado do teste de contraste para o material do inserto.	111
Tabela 4.9:	Análise de variância para a força de corte (Fc).	125
Tabela 4.10:	Análise de variância para a força de avanço (Ff).	125
Tabela 4.11:	Análise de variância para a força passiva (Fp).	125
Tabela 4.12:	Análise de variância para a microdureza	145
Tabela 4.13:	Análise de variância para a deformação (ϵ)	146
Tabela 4.14:	Análise de variância para a taxa deformação ($\dot{\epsilon}$)	148
Tabela 4.15:	Análise de variância para a tensão normal (σ)	145
Tabela 4.16:	Análise de variância para a tensão de cisalhamento (τ)	146
Tabela 4.17:	Difusividade térmica de alguns aços inoxidáveis e do aço SAE 1045 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL, 2011 e CALLISTER, 2018).	148

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Instituto Americano de Ferro e Aço (<i>American Iron and Steel Institute</i>)

AISD	Aço inoxidável super duplex
AISM	Aço inoxidável supermartensítico (SMSS)
ANOVA	Análise de variância
ASTM	Sociedade Americana de Testes e Materiais (<i>American Society for Test and Materials</i>)
APC	Aresta postiça de corte
CBN	Nitreto cúbico de boro
CCC	Cúbico de corpo centrado
CFC	Cúbico de face centrada
CNC	Comando numérico computadorizado
CVD	Deposição química de vapor (<i>chemical vapor deposition</i>)
PVD	Deposição física de vapor (<i>physical vapor deposition</i>)
DIN	Instituto Alemão para Normatização (<i>Deustcher Institut für Normung</i>)
EDS	Espectrômetria de energia dispersiva (<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>)
HSLA	Alta resistência e baixa liga (<i>High strength Low Alloy</i>)
ISO	Organização Internacional de Padronização (<i>International Organization for Standartization</i>)
I	
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MQF	Mínima quantidade de fluido
MT-CVD	Deposição química de vapor por média temperatura (<i>chemical vapor deposition by medium temperature</i>)
NBR	Norma Brasileira
PcBN	Nitreto cúbico de boro policristalino
TCC	Tetragonal de corpo centrado
TTT	Tempo-temperatura-transformação
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
UNS	Sistema de numeração universal (<i>Universal Numbering System</i>)
VM	Vallourec Mannesmann

LISTA DE ELEMENTOS E COMPOSTOS QUÍMICOS

Al	Alumínio
(Al, Cr)N	Nitreto de alumínio e cromo
AlN	Nitreto de alumínio
Al ₂ O ₃	Óxido de alumínio
(Al, Ti)N	Nitreto de alumínio e titânio
C	Carbono
CCC	Cúbico de corpo centrado
CFC	Cúbico de face centrada
C ₆ H ₃ N ₃ O ₇	Ácido pícrico
C ₂ H ₆ O	Álcool etílico
Co	Cobalto
CO ₂	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
CrN	Nitreto de cromo
Cu	Cobre
HCl	Ácido clorídrico
H ₂ S	Sulfeto de hidrogênio
Fe	Ferro
Mn	Manganês
MnS	Sulfeto de manganês
Mo	Molibidênio
Mo ₂ C	Carboneto de molibdênio
MoS ₂	Sulfeto de molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
NbC	Carboneto de nióbio
Ni	Níquel
(Ni, Mo)C	Carboneto de níquel e molibdênio
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
TaC	Carboneto de tântalo
TaN	Nitreto de tântalo

(Ta, Nb)C	Carboneto de tântalo e nióbio
Ti	Titânio
(Al,Ti)N	Nitreto de alumínio e titânio
TiC	Carboneto de titânio
Ti(C,N)	Carbonitreto de titânio
TiN	Nitreto de titânio
W	Tungstênio
WC	Carboneto de tungstênio

NOMENCLATURA

Letras Latinas

a_p	Profundidade ou largura de usinagem	[mm]
A_α	Superfície de folga	[adimensional]
$A'\alpha$	Superfície de folga secundária	[adimensional]
A_γ	Superfície de saída	[adimensional]
$A'\gamma$	Superfície de saída secundária	[adimensional]
CD	Eficiência de escoamento do fluido	[%]
E	Módulo de elasticidade	[MPa]
f	Avanço	[mm.rev ⁻¹]
f_z	Avanço por dente	[mm.rev ⁻¹]
F_c	Força de corte	[N]
F_f	Força de avanço	[N]
F_p	Força passiva	[N]
F_U	Força de usinagem	[N]
H	Espessura da lamela	[μm]
h	Espessura de corte	[mm]
HV	Dureza Vickers	[HV]
L.E.	Limite de escoamento	[MPa]
L.R.T.	Limite de resistência a tração	[MPa]
kc	Pressão específica de corte	[N/mm ²]
KT	Profundidade da cratera	[mm]
n	Rotação	[rev.min ⁻¹]
P	Pressão do fluido	[MPa]
P_c	Potência de corte	[W]
P_e	Potência efetiva	[W]
Ra	Desvio médio aritmético	[μm]
Rq	Desvio médio quadrático	[μm]
VB_B	Desgaste de flancos médio	[mm]
VB_c	Desgaste de flanco	[mm]
$VB_{m\acute{a}x}$	Desgaste de flancos máximo	[mm]
v_c	Velocidade de corte	[m.min ⁻¹]
v_{cavaco}	Velocidade do cavaco	[m.min ⁻¹]
V_{teo}	Velocidade teórica do fluido	[m/s]

Letras Gregas

α	Fase do metal duro composta por WC	[adimensional]
α_1	Ferrita	[adimensional]
α_0	Ângulo de folga da ferramenta	[graus]
β_0	Ângulo de cunha da ferramenta	[graus]
γ	Austenita	[adimensional]
γ_0	Ângulo de saída da ferramenta	[graus]
δ	Ferrita delta	[adimensional]
Δy	Espessuras dos planos de cisalhamento	[mm]
ε	Grau de deformação no plano de cisalhamento	[adimensional]
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação	$[10^4 s^{-1}]$
ε_r	Ângulo de ponta da ferramenta	[graus]
η	Ângulo do fluxo do cavaco	[graus]
θ	Curvatura lateral	[graus]
\emptyset	Ângulo de cisalhamento	[graus]
λ_s	Ângulo de inclinação da ferramenta	[graus]
ρ	Densidade ou massa específica do fluido	$[kg/m^3]$
τ	Tensão de cisalhamento no plano primário	[MPa]
χ_r	Ângulo de posição principal da ferramenta	[graus]
χ'_r	Ângulo de posição da aresta secundária da ferramenta	[graus]
ω	Curvatura vertical	[graus]

SUMÁRIO

RESUMO	vii
LISTA DE FIGURAS	ix
LISTA DE GRÁFICOS	xv
LISTA DE TABELAS	xvii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xix
LISTA DE ABREVIATURAS DE ELEMENTOS E COMPOSTOS QUÍMICOS	xx
NOMENCLATURAS	xxii
1. INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos	2
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1 Aços inoxidáveis	4
2.2 Classificação dos aços inoxidáveis	7
2.2.1 Aço inoxidável supermartensítico	11
2.3 Usinabilidade dos aços inoxidáveis	16
2.4 Mecanismo de formação de cavaco no corte ortogonal	20
2.4.1 Principais modelos de formação do cavaco	21
2.4.2 Relações geométricas e cinemáticas	22
2.4.3 Classificação dos cavacos	27
2.4.3.1 Tipos de cavacos	28
2.4.3.2 Formas de cavacos	30
2.5 Análise da raiz do cavaco	32
2.6 Materiais para ferramentas de corte	37
2.6.1. Classes e critérios para seleção de ferramentas de metal duro	39
2.6.2. Metal duro revestido	42
2.7 Vida e desgaste de ferramenta	48
2.8 Forças no torneamento	54
2.9 Integridade superficial	59
2.9.1 Rugosidade	60
2.9.2 Tensão residual	63
2.10 Fluidos de corte	66
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	72
3.1 Materiais	74
3.2 Equipamentos	76
3.2.1 Primeira etapa: caracterização do aço AISI	76
3.2.2 Segunda etapa: teste de torneamento	78
3.2.2.1 Montagem do sistema da lubri-refrigeração	80
3.2.2.2 Medição de rugosidade	81

3.2.2.3	Medição do desgaste dos insertos	81
3.2.2.4	Medição das componentes força de usinagem	82
3.2.2.5	Medição das tensões residuais	83
3.2.2.6	Obtenção da raiz do cavaco	83
3.2.2.7	Avaliação dos cavacos	86
3.3	Metodologia	87
3.3.1.	Primeira etapa: caracterização do aço inoxidável supermartensítica	88
3.3.2.	Segunda etapa: testes de torneamento	90
4.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	98
4.1	Análise microestrutural do aço AISM	98
4.2	Análise química	101
4.3	Resistência à tração	103
4.4	Dureza	106
4.5	Ensaio de torneamento	107
4.5.1	Rugosidades	107
4.5.2	Vida de ferramenta e desgaste de flanco	109
4.5.3	Componentes forças de tornamento	124
4.5.4	Tensões residuais	133
4.5.5	Morfologia dos cavacos	138
4.5.6	Raiz do cavaco	142
4.5.7	Deformação, taxa de deformação, tensão de cisalhamento e tensão normal	144
5.	CONCLUSÕES	153
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	156
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	157
	APÊNDICE A	173
	APÊNDICE B	185
	APÊNDICE C	191
	APÊNDICE D	194

1. INTRODUÇÃO

A indústria de extração de petróleo e gás defronta-se constantemente com ambientes agressivos, principalmente sob elevadas profundidades, portanto, existe uma necessidade crescente de utilização de materiais com elevadas resistência à corrosão e tenacidade, propriedades presentes em aços inoxidáveis.

No Brasil, esta indústria tem aumentado o consumo de aços inoxidáveis nos últimos anos, impulsionado principalmente pela descoberta de novos campos de petróleo, denominados Pré-Sal. Estes campos possuem maiores concentrações de CO₂ e de H₂S em comparação aos poços tradicionais, sendo apenas viável a utilização dos aços inoxidáveis supermartensíticos (AISM) e super duplex (AISD) na sua exploração, pois estes possuem características e propriedades mecânicas adequadas para atender aos desafios tecnológicos propostos pelo novo cenário de exploração e produção de petróleo e gás (ABINOX, 2016).

Este segmento de exploração faz com que as cadeias de fornecedores de alguns itens inoxidáveis (tais como tubos, válvulas, compressores, bombas, trocadores de calor, flanges, etc.) enfrentem grandes desafios na confecção de componentes e equipamentos. A seleção de ligas resistentes à corrosão é um processo complexo, uma vez que as condições sob as quais estes materiais estão expostos nos campos de operações são cada vez mais severas.

Diversos equipamentos fundamentais para a exploração de petróleo e gás utilizam aços inoxidáveis, como é o caso dos tubos rígidos sem costura em aço inoxidável supermartensítico utilizados para extração costeira convencional. Desta maneira, promoveu-se o aumento da produção deste material e, conseqüentemente, a necessidade de melhorar a produtividade do processo.

O aço inoxidável supermartensítico apresenta características distintas das famílias dos inoxidáveis ferríticos e martensíticos devido à sua estrutura cristalina, tratamento térmico empregado e presença de elementos de liga distintos, o que pode promover uma baixa usinabilidade deste material, elevadas forças de usinagem, dificuldade na formação do cavaco, acabamento superficial irregular e vida mais curta dos insertos.

Não há muitos estudos relacionados ao processo de usinagem desta classe, o que torna evidente a necessidade de novas pesquisas sobre a usinabilidade deste material, visto que suas propriedades são diferentes das classes de inoxidáveis mais convencionais. Por meio deste trabalho, espera-se compreender melhor os fenômenos que regem a usinabilidade dos aços

supermartensíticos e sistematizar informações que possam auxiliar no desenvolvimento e seleção das melhores práticas de usinagem, uma vez que não há dados de corte suficientes e poucos trabalhos oferecem contribuição acerca dos efeitos das operações de usinagem sobre a integridade superficial do material.

1.1 Objetivos

O objetivo principal deste trabalho é o estudo da operação de torneamento do aço inoxidável supermartensítico Super Cromo 13 com ferramentas de metal duro revestido, considerando o efeito do fluido de corte sob baixa e média pressão (0,01 e 8 MPa, respectivamente), da velocidade de corte e do material da ferramenta de corte. Mais especificamente, pretende-se identificar os principais efeitos causados pela operação de usinagem sobre a usinabilidade deste material e estabelecer as condições de corte mais adequadas, dado que a escolha dos parâmetros de corte pode afetar de forma significativa o desempenho da operação e a vida dos componentes usinados.

Para alcançar os objetivos, o trabalho experimental foi dividido em duas etapas: a primeira etapa visa à caracterização do aço inoxidável supermartensítico por meio de análise microestrutural, análise química por meio de espectrometria de emissão óptica e de propriedades mecânicas (dureza e ensaios de tração). Na segunda etapa foram realizados os ensaios de torneamento com técnica de lubri-refrigeração sob baixa e média pressão e empregando velocidades de corte e materiais para ferramenta de corte distintas. Os objetivos da segunda etapa foram analisar a rugosidade por meio de rugosímetro, das forças de usinagem por meio de dinamômetro piezelétrico, caracterização do cavaco quanto à sua morfologia e microestrutura, medição do desgaste e vida dos insertos, análise das tensões residuais pelo método do furo cego incremental e medição da deformação, taxa de deformação por meio das relações geométricas proposta pelo modelo de Piispanen de formação de cavaco e tensões atuantes no plano de cisalhamento primário por meio das relações geométricas obtidas do círculo de Merchant.

Para que estes objetivos sejam atingidos, o trabalho está estruturado da seguinte forma:

- Capítulo 2. Revisão Bibliográfica: neste tópico é apresentado o levantamento bibliográfico sobre o processo de usinagem dos aços inoxidáveis, com ênfase no aço supermartensítico.
- Capítulo 3. Materiais e Métodos: aqui são apresentados os materiais, equipamentos e métodos empregados na parte experimental deste trabalho.
- Capítulo 4. Resultados e Discussão: neste capítulo os resultados obtidos são apresentados à luz da revisão bibliográfica.
- Capítulo 5. Conclusões: neste tópico são apresentadas as conclusões do presente trabalho.
- Capítulo 6. Sugestões para trabalho futuros: aqui são propostas sugestões para continuidade deste trabalho.
- Capítulo 7. Referências Bibliográficas: neste tópico serão apresentadas as referências que contribuíram para a realização deste trabalho.

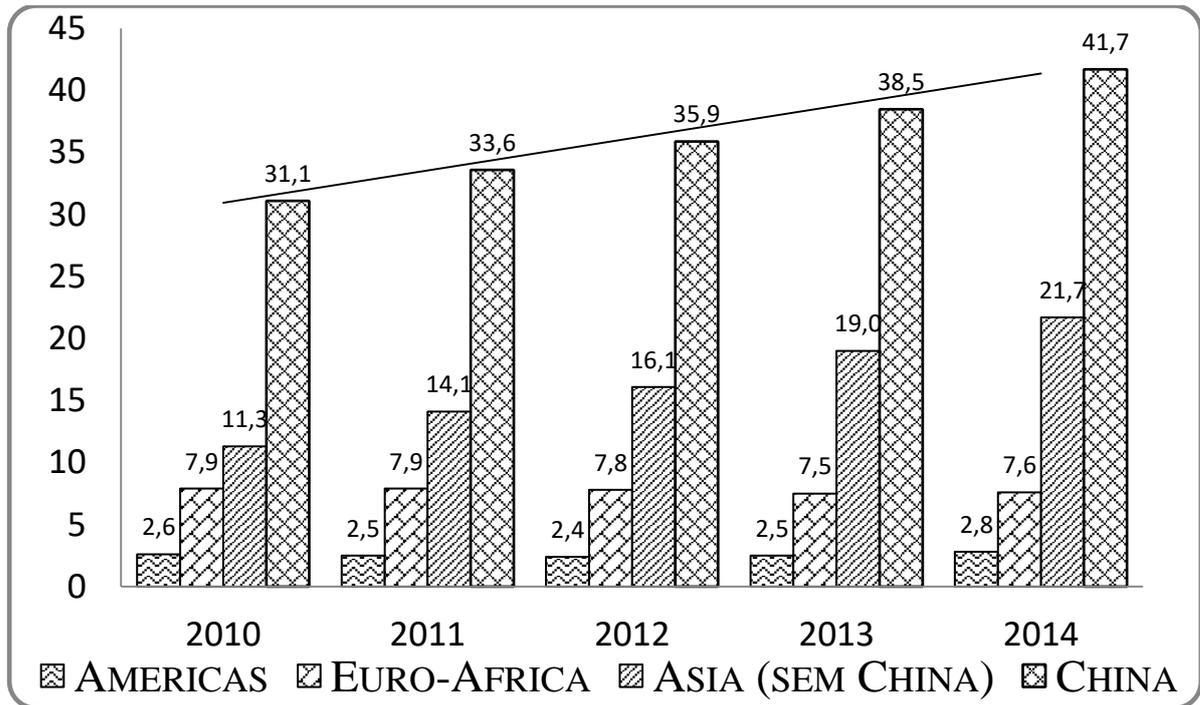
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para a consecução dos objetivos propostos, esta revisão bibliográfica está organizada da seguinte forma: inicialmente são apresentados aspectos gerais acerca dos aços inoxidáveis e sua classificação, com ênfase no aço inoxidável supermartensítico (AISM). Em seguida são abordados temas relacionados a usinabilidade dos aços inoxidáveis, fenômenos que envolvem a formação do cavaco, ferramentas de corte com destaque para ferramentas de metal duro com revestimento utilizadas na usinagem de aços inoxidáveis e especificamente do aço supermartensítico. Logo depois são relacionados os aspectos mais relevantes para vida e desgaste dos insertos e posteriormente são abordadas a força de usinagem e temperatura no torneamento. Por fim, são abordados a integridade superficial dos aços inoxidáveis submetidos a operações de usinagem e o uso de fluidos de corte.

2.1 Aços inoxidáveis

A importância do aço inoxidável é crescente. Esta liga é o terceiro material mais consumido no mundo, embora seu desenvolvimento tenha se iniciado por volta do ano de 1911. A Associação Mundial dos Aços estimou que a produção de aço bruto chegou aos 1,64 bilhões de toneladas em 2014 (WSA, 2016), enquanto que o Instituto Internacional do Alumínio avaliou a produção de alumínio em 53 milhões de toneladas no mesmo período (World-Aluminium, 2016). Por sua vez, o Fórum Internacional de Aços Inoxidáveis calculou que a produção de aços inoxidáveis em 42 milhões de toneladas para o ano 2014 (ISSF, 2016). No Gráfico 2. 1 é apresentado o crescimento da produção mundial de aços inoxidáveis e mostra que a China se transformou no principal produtor, com um incremento de 7,6% entre 2010 e 2014.

Gráfico 2. 1: Produção mundial de aço inoxidável bruto (adaptado de ISSF, 2016).



A Associação Brasileira do Aço Inoxidável (ABINOX, 2016) cita alguns exemplos de empresas que utilizam o aço inoxidável na fabricação de componentes para máquinas e equipamentos, como é o caso das empresas petrolíferas que dependem dos aços inoxidáveis para condução dos insumos. Na Figura 2.1 são ilustradas as principais aplicações dos aços inoxidáveis para tubulações utilizadas na extração e condução de petróleo dos campos. Os tubos de aço inoxidável duplex de baixa liga UNS S32304 precisam ser resistentes e flexíveis para acompanhar o movimento ondulatório do oceano, comum na utilização de navios-tanques de estocagem, conforme ilustrado na Figura 2.1(a), além de possuir resistência à corrosão. Já os tubos de aço inoxidável duplex de média liga UNS S32205 ficam submersos o tempo todo. Na Figura 2.1(b) é ilustrada aplicação do tubo de aço inoxidável duplex UNS 32205.

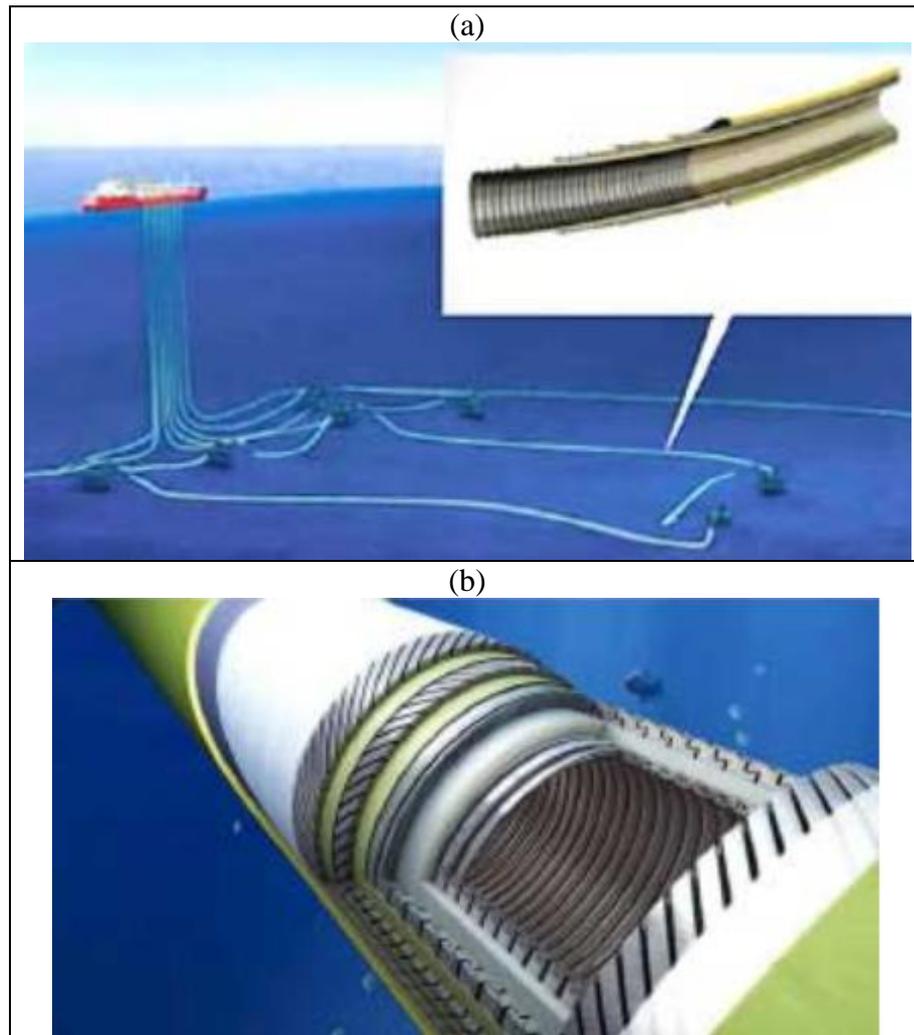


Figura 2.1: (a) Tubos de aço inoxidável duplex UNS 32204 utilizados na tubulação de navios-tanques e tanques de estocagem e (b) detalhe do tubo de aço inoxidável duplex UNS 32205 submerso (ABINOX, 2016).

Podem ser observados na Figura 2.2 tubos usados sob alta pressão e temperatura de aproximadamente 150°C na exploração do Pré-Sal. Esses tubos apresentam conexões com roscas e acoplamentos com o mais alto desempenho em termos de vedação e estanqueidade a gás com cargas combinadas. Geralmente são de aço inoxidável martensítico (13% Cr e Super 13% Cr) denominados pela Vallourec Mannesmann como VM 95 13Cr e VM 110 13CrSS, duplex VM 25, super duplex VM 25S ou ligas à base de níquel (VALLOUREC MANNESMANN, 2016).

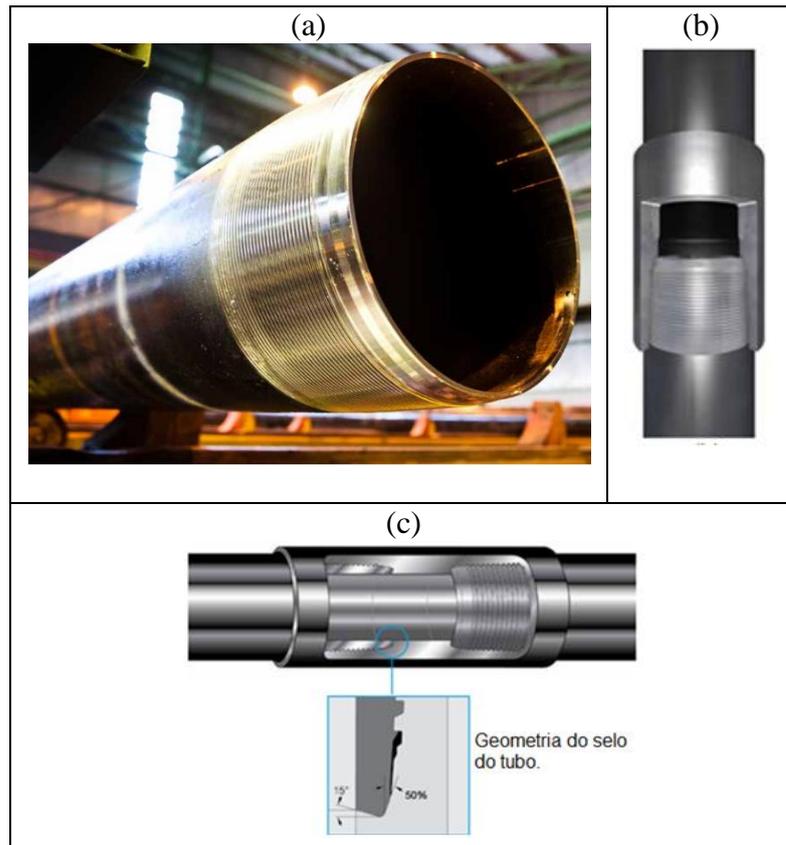


Figura 2.2: (a) Tubo de aço inoxidável supermartensítico, (b) conexão em aço inoxidável VAM® 21™ e (c) conexão em tubos de aço inoxidável VAM TOP® (VALLOUREC MANNESMANN, 2016).

2.2 Classificação dos aços inoxidáveis

Chiaverini (1990) afirma que os aços inoxidáveis consistem de sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni que formam um conjunto de aços de alta liga nos quais o cromo é considerado o elemento mais importante, pois tem fundamental importância no seu caráter inoxidável.

De acordo com Silva e Mei (2006), os aços inoxidáveis são identificados por sua alta resistência à corrosão, ou seja, de acordo com o teor do seu principal elemento de liga, o cromo, responsável pela formação de óxido de cromo (Cr_2O_3) em sua superfície e que o protege contra a corrosão. Este fenômeno é chamado passivação. Na Tabela 2.1 são apresentadas as composições de alguns aços inoxidáveis. ASM (1990), Silva e Mei (2006) e Oliveira Junior (2013) relatam que, com o propósito de identificação e análise das suas propriedades, os aços inoxidáveis são classificados em cinco grupos principais:

- Austeníticos;
- Ferríticos;
- Ferrítico-austenítico (duplex);
- Martensíticos;
- Endurecíveis por precipitação (*Precipitation Hardenable-PH*).

Tabela 2.1: Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis (adaptado de ASM, 1990).

NORMA		Composição %						
AISI	UNS	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
Austeníticos								
201	S20100	0,15	5,5-7,5	1	16,0-18,0	3,5-5,5	0,06	0,03
202	S20200	0,15	7,5-10,0	1	17,0-19,0	4,0-6,0	0,06	0,03
Ferríticos								
405	S40500	0,08	1	1	11,5-14,5	-	0,04	0,03
409	S409000	0,08	1	1	10,5-11,75	0,5	0,045	0,045
Duplex (ferrítico-austenítico)								
-	S32900	0,2	1	0,75	23,0-28,0	2,50-5,00	0,04	0,03
Martensíticos								
403	S40300	0,15	1	0,5	11,5-13,0	-	0,04	0,03
410	S41000	0,15	1	1	11,5-13,5	-	0,04	0,03
Endurecíveis por precipitação								
PH 13-8	S13800	0,005	0,2	0,1	12,25>	7,5-8,5	0,01	0,008

Para o caso dos aços inoxidáveis austeníticos com elevados teores de carbono, a formação de carboneto de cromo é mais frequente, conseqüentemente, este elemento reduz a resistência à corrosão. A série 200 é a dos aços inoxidáveis austeníticos com baixo teor de níquel, os quais são não magnéticos com estrutura cúbica de face centrada e basicamente são ligas Fe-Cr-Ni aplicados na fabricação de pias e cubas, talheres, utilidades domésticas, tubos para a indústria moveleira, revestimento de elevadores e tubos para evaporadores. Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de Fe-Cr com elevado teor de cromo, que apresentam baixo coeficiente de expansão térmica e boa resistência a corrosão e oxidação e são utilizados em ambientes que envolvem ácido nítrico, eletrodomésticos, laboratórios, utensílios de cozinhas, etc. Os aços inoxidáveis ferríticos também são utilizados na fabricação de componentes de motores a jato

(aços da série 400). Possuem de 15 a 20% de Cr em sua composição, ao passo que os aços martensíticos possuem de 11 a 18% de Cr e são usados em aplicações que exigem elevada resistência mecânica, ao desgaste, à oxidação e à fadiga, como por exemplo, facas e instrumentos cirúrgicos e componentes utilizados na exploração de campos de petróleo (SANTOS e SALES, 2007). Os aços inoxidáveis duplex (ferrítico-austenítico) possuem maior teor de cromo em sua composição e menor teor de níquel em comparação aos austeníticos. Desde que a quantidade de níquel seja insuficiente para formar uma estrutura totalmente austenítica, a estrutura dos aços duplex será mista (ferrítico–austenítico). Suas propriedades combinam características dos aços ferríticos e austeníticos, como a denominação já pressupõe. Este tipo de aço inoxidável apresenta alta resistência à fadiga e também alta resistência ao ataque por íons de cloretos (KOPELIOVICH, 2016). Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH) são submetidos ao tratamento de envelhecimento e, assim, têm algumas similaridades com os aços martensíticos. Os aços inoxidáveis PH contém cromo e níquel como principais elementos de liga e são tratados por solubilização. Este tratamento é realizado geralmente depois da usinagem, portanto, a temperatura do tratamento não deve causar distorções na peça. Além disso, são magnéticos (OLIVEIRA JUNIOR, 2013). Na Figura 2.3 é mostrada a microestrutura característica dos aços inoxidáveis ferrítico, martensítico, austenítico e duplex. Observa-se que a microestrutura do aço inoxidável ferrítico, Figura 2.3(a), consiste de grãos alongados (equiaxiais) de ferrita (SATYANARAYANA *et al.*, 2005), enquanto que os aços inoxidáveis martensíticos apresentam microestrutura ferrítica no estado recozido e após resfriamento rápido em ar ou em líquido passam para a forma martensítica (Figura 2.3b) e seu uso em geral é feito no estado temperado e revenido (BARBOSA, 2014; ASM, 2004). Os aços inoxidáveis austeníticos, Figura 2.3(c), contém grãos grosseiros equiaxiais de austenita com geminação (macla) ocasional. A microestrutura do aço duplex, Figura 2.3(d), apresenta austenita (γ) e ferrita (α_1).

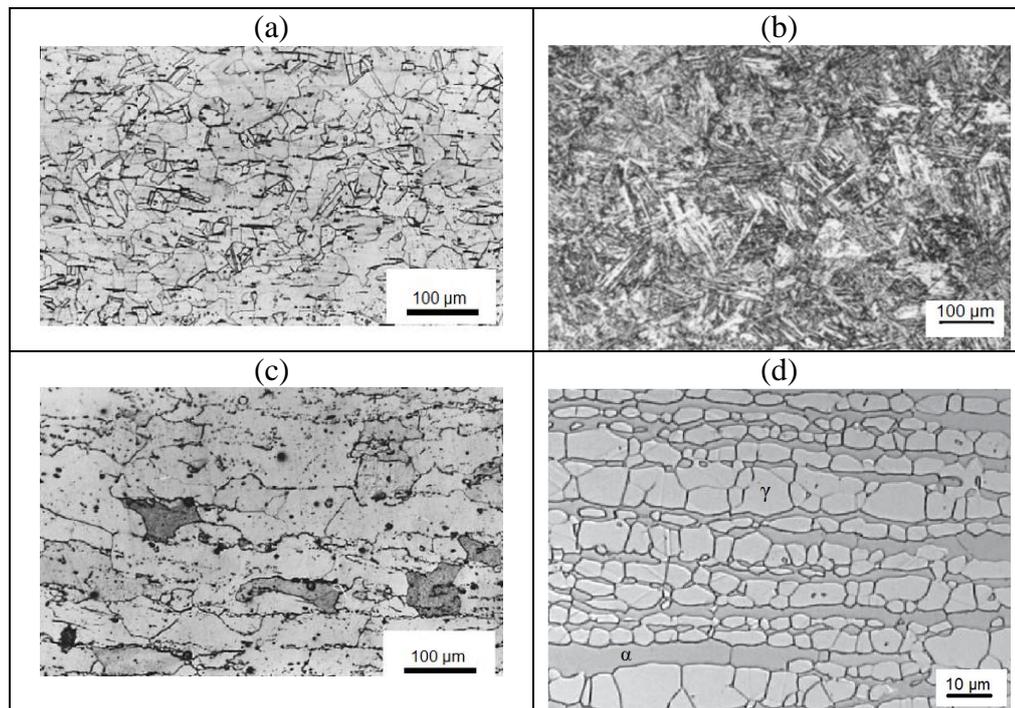


Figura 2.3: Microestruturas dos aços inoxidáveis: (a) aço inoxidável ferrítico AISI 430, (b) aço inoxidável martensítico AISI 410, (c) aço inoxidável austenítico AISI 304 e (d) aço inoxidável duplex UNS 32750. Ataque ácido oxálico 10% (adaptado de ASM, 2004; BARBOSA, 2014 e SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008).

Na Tabela 2.2 são apresentadas algumas propriedades mecânicas de diversos tipos de aços inoxidáveis. Nota-se que o aço inoxidável supermartensítico AISI 414 possui limite de resistência à tração (L.R.T.), limite de escoamento (L.E.) e dureza superiores aos demais aços inoxidáveis. Em contrapartida, possui alongamento menor.

Tabela 2.2: Propriedade mecânica dos aços inoxidáveis (adaptado de Silva e Mei, 2006 e ASM, 2000).

Classe AISI	Denominação	L.E. 0,2% (MPa)	L.R.T. (MPa)	Dureza (HB)	Alongamento (%)
430	Ferrítico	240	415	120	20
410	Martensítico	276	517	155	35
414	Supermartensítico	758	900	290	15
316	Austenítico	205	515	160	45
4460	Duplex	490	640	190	25

2.2.1 Aço inoxidável supermartensítico

Silva (2010) e Atehortua (2013) mencionam que novas classes de aços inoxidáveis martensíticos foram desenvolvidas com composições químicas diferentes e que podem ser identificadas por sua composição em ser semelhante ao aços das famílias dos ferríticos e de acordo com a Figura 2.4. Estas novas classes conseguem atender às necessidades de diferentes áreas da indústria, principalmente da indústria petrolífera, em função de suas propriedades mecânicas (maior tenacidade e resistência à corrosão e melhor soldabilidade). A diferenciação do processamento e composição química em relação aos aços duplex com 22,5% de cromo: custo de fabricação mais baixo, podem ser empregados em trabalhos com óleo e gás e apresentam resistência ao CO₂ com baixo teor de H₂S.

Diferenças do aço inoxidável supermartensítico: alternativa para o aço inoxidável duplex com: Cr 26,8%, Ni 4,7%, Mo 1,4 %, C 0,02% e N 0,2%. O aço AISM podem ser denominados como aço entre 11-13% Cr, soldável (a sua soldabilidade está relacionado a baixa concentração de carbono), aço inoxidável martensítico de baixo carbono (como conseguir um aço de baixo carbono com matriz martensítica. A explicação está relacionada aos elementos de liga que deslocam a curva de tempo-temperatura-transformação (TTT) para a direita, possibilitando a transformação da martensita) e aço inoxidável martensítico macio, devido a baixa concentração de carbono. Contém entre 10-13% de Cr, 0,01% C, 1-6% Ni, Mn menor que 2% e Mo menor que 3%. A sua propriedade mecânica é típica do X80 ou maior do que os aços de alta resistência e baixa liga de aço (HSLA- *High strength Low Alloy*). Apresentam boa resistência a corrosão em salmora contendo CO₂, resistência limitada para meios contendo H₂S. Adicionando Mo em nível entre 1-3% melhora a resistência em meios contendo H₂S. A baixa concentração de carbono e a alta concentração de Ni garante microestrutura totalmente martensítica na zona termicamente afetada (ZTA) com boa tenacidade, solda livres de trinca por hidrogênio (H) podem ser realizadas sem pré-aquecimento, áreas soldadas com boa tenacidade são feitas sem necessidade de tratamento térmico.

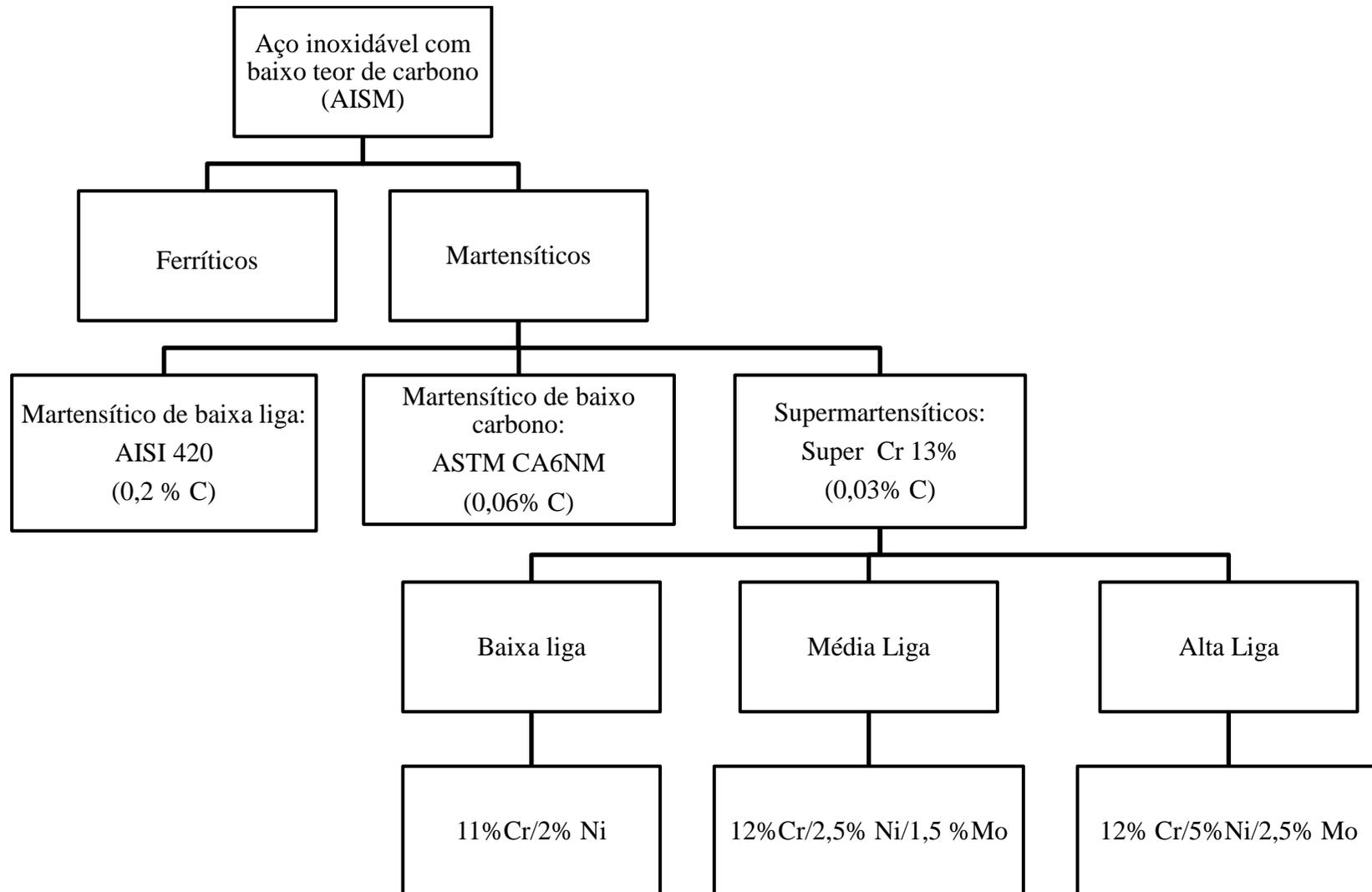


Figura 2.4: Classificação dos aços inoxidáveis supermartensíticos (adaptado de ATEHORTUA, 2013; MARSHALL; FARRAR, 2001 e RODRIGUES *et al.*, 2005).

Lange *et al.* (2004) e Rodrigues *et al.* (2005) afirmam que os aços inoxidáveis supermartensíticos podem ser classificados em três classes: baixo teor de Cr, Ni e Mo; médio teor de Ni e Mo e alto teor de Ni e Mo (12%Cr, 6,5%Ni e 2,5%Mo). Na Tabela 2.3 são apresentadas as classificações e as composições de alguns aços supermartensíticos. Verifica-se que o aumento dos teores de elementos de liga propicia aos aços inoxidáveis supermartensíticos propriedades mecânicas superiores, como mostrado na Tabela 2.4. Ueda *et al.* (1999), Silva (2007) e Zepon (2013) afirmam que o aumento do teor de Cr e Mo promove uma melhora significativa da resistência à corrosão localizada e generalizada e que o aumento do teor de Mo proporciona a elevação da resistência à corrosão sob tensão.

Tabela 2.3: Composição química dos aços supermartensíticos (adaptado de LANGE, 2004).

Elemento (% em massa)	Classe		
	11%Cr-2%Ni (baixa liga)	12%Cr-4,5%Ni-1,5%Mo (média liga)	12%Cr-6,5%Ni-2,5%Mo (alta liga)
C (máx.)	0,01	0,01	0,01
Mn (máx.)	1,5	0,5	0,5
P (máx.)	0,03	0,03	0,03
S (máx.)	0,02	0,02	0,02
Si (máx.)	0,2	0,2	0,2
Cu (máx.)	0,5	0,5	0,5
Ni	1,5 - 2,5	1,5 - 4,5	1,5 - 6,4
Cr	10,5 - 11,5	11,0 - 13,0	11,0 - 13,0
Mo	0,1	1,0 - 2,0	2,0 - 3,0
N (máx)	0,01	0,05	0,05
Ti	0,0 - 0,01	0,01 - 0,08	0,01 - 0,11

Tabela 2.4: Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis supermartensíticos (DELEU, DHOOGHE e DUFRAN, *apud* ZEPON, 2013).

Material	L.E. (MPa)	L.R.T. (MPa)	Resistência ao impacto Charpy V à -20 °C	Resistência ao impacto Charpy V à -40 °C
11%Cr-2,5%Ni (baixa liga)	598	753	129	120
12%Cr-4,5%Ni- % 1,5Mo (média liga)	769	918	193	187
12%Cr-6,5%Ni- 2,5%Mo (alta liga)	733	931	130	116

Na Figura 2.5(a) é ilustrado o efeito do teor de Mo sobre a resistência à corrosão de um aço inoxidável supermartensítico de média liga. O aumento do teor de molibdênio no sistema Fe-Cr-Ni promove o aumento da resistência à corrosão localizada e generalizada (ZEPON, 2013). Na Figura 2.5(b) é mostrada a razão entre a taxa de corrosão do aço inoxidável supermartensítico e de um aço inoxidável martensítico (AISI 420) em função da temperatura. O aço inoxidável martensítico AISI 420 tem menor resistência à corrosão em relação ao aço inoxidável supermartensítico devido ao seu baixo teor de elementos como o Mo e Ni, os quais favorecem a diminuição da taxa de corrosão sob localizada tração (UEDA *et al.*, 1999).

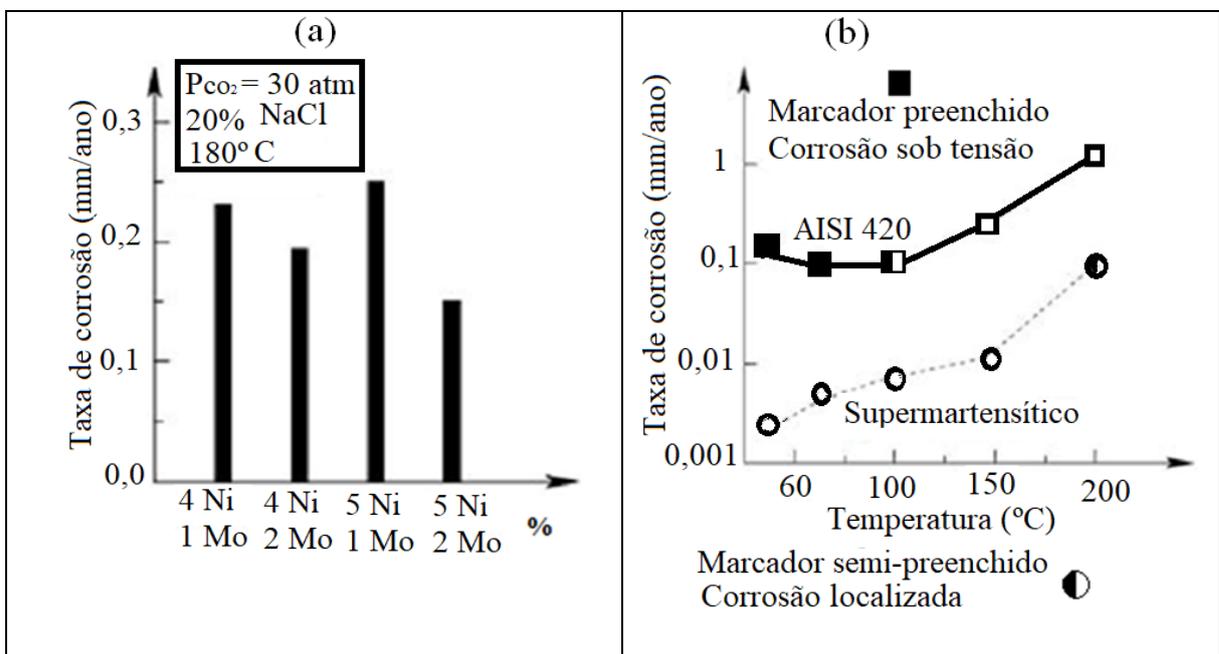


Figura 2.5: (a) Efeito do teor de Mo sobre resistência à corrosão (em CO₂ a 180° C) para duas composições do aço inoxidável supermartensítico com diferentes teores de Ni e (b) efeito da temperatura sobre taxa de corrosão localizada e sob tensão do aço convencional AISI 420 e do aço inoxidável supermartensítico média liga (UEDA *et al.*, 1999 e ZEPON, 2013).

Zepon (2013) afirma que a partir de 1990 os aços supermartensíticos foram disponibilizados no mercado com o propósito de serem utilizados na produção de tubos para setor petrolífero em virtude de suas melhores propriedades de soldabilidade e resistência à corrosão por H₂S em comparação aos aços inoxidáveis martensíticos convencionais (como por exemplo, AISI 410 e 420). Além disso, trata-se de um material mais barato em comparação aos aços inoxidáveis super duplex.

Atehortua (2013) relata que os aços supermartensíticos são reauecidos a temperaturas de aproximadamente de 1200° C durante várias horas para garantir a

decomposição da ferrita δ proveniente da solidificação a altas temperaturas. Diferentemente da ferrita α derivada da decomposição da austenita no resfriamento, a ferrita δ apresenta grãos maiores, o que diminui a tenacidade do aço inoxidável martensítico. A ferrita δ quase não dissolve carbono em sua matriz, promovendo a formação de carbonetos durante ciclos térmicos e termomecânicos. Estes carbonetos possuem dureza elevada, o que favorece a corrosão intergranular sendo, portanto, um constituinte indesejado (SILVA, 2014). Silva (2010) também relata que por meio do diagrama Fe-Cr-C (para baixo teor de C) é possível compreender a metalurgia dos aços inoxidáveis supermartensíticos. Observa-se na Figura 2.6(a) que um teor de Cr abaixo de 12% permite se obter microestruturas completamente martensíticas, desde que o aço esteja austenitizado e sob temperatura elevada. Entretanto, existe uma faixa em que se obtém austenita e ferrita δ , além de que, para teores de Cr acima de 14% pode ocorrer a microestrutura ferrítica em maior concentração. Para a Figura 2.6(b), o Ni é um estabilizador da austenita, portanto existe um teor de Ni acima de 6% que pode levar à formação de ferrita δ e austenita (γ). Para o caso do molibdênio observado na Figura 2.6(c), um teor muito baixo associado a um teor de Cr acima 13% pode propiciar a formação da ferrita δ .

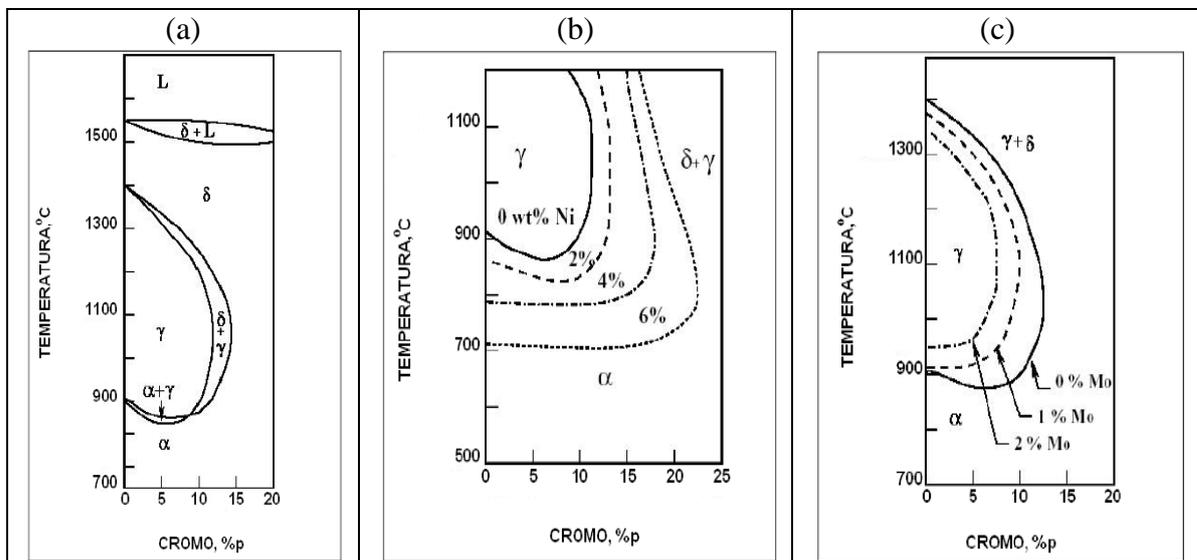


Figura 2.6: Diagrama de equilíbrio Fe-C-Cr de um aço com baixo teor de carbono: (a) parte do diagrama Fe-Cr, (b) influência do Ni sobre a faixa de estabilidade da austenita no sistema Fe-Cr, (c) influência do Mo sobre a faixa de estabilidade da austenita no sistema Fe-Cr (adaptado de SILVA, 2010 e ASM, 1992).

Atehortua (2013) afirma que após passarem por tratamento térmico de têmpera e revenimento, os aços supermartensíticos atingem dureza na faixa de 283-290 HV. Além disso, sua microestrutura é constituída de martensita revenida e partículas não metálicas como

carbonetos do tipo MC, onde MC representa uma notação geral para os carbonetos de $M_{23}C_6$ ou $Cr_{23}C_6$, sendo que a letra M indica que o Fe, Ni ou Mo podem substituir o Cr (SILVA, 2010). Estes carbonetos promovem a sensitização à corrosão intergranular e a diminuição da tenacidade e ductilidade (ATEHORTUA, 2013).

A presença de Ti(C, N) tem sido relatada em alguns casos como benéfica aos AISM. Rodrigues *et al.* (2007) comentam que a presença de nanopartículas de Ti(C, N) pode aumentar a resistência mecânica desses aços. Entretanto, dependendo do tamanho, estas partículas podem promover a redução da ductilidade e favorecer a nucleação de trincas. Na Figura 2.7 é apresentada a microestrutura de um aço supermartensítico onde é possível identificar martensita não revenida (M) proveniente do tratamento térmico convencional (leitura branca), martensita revenida (M') oriunda do processo de revenimento intercrítico e carboneto do tipo Ti (C, N) sem presença de ferrita δ .

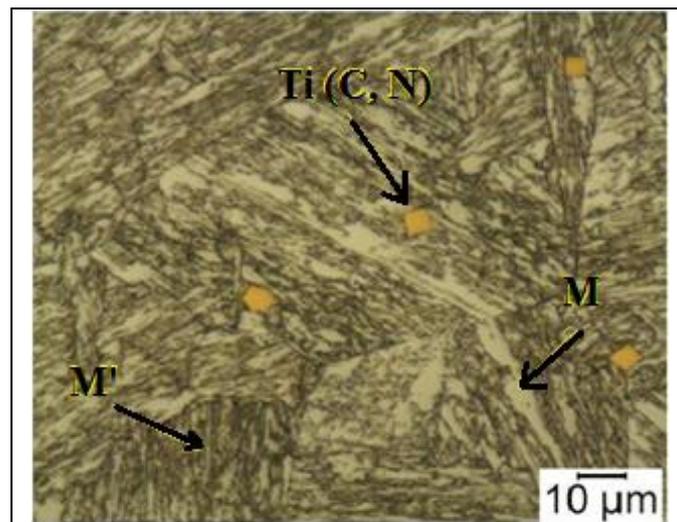


Figura 2.7: Microestrutura de um aço inoxidável supermartensítico temperado e revenido mostrando martensita não revenida (M), martensita revenida (M') e partículas não metálicas do tipo Ti (C, N).

Ataque: Vilella (ATEHORTUA, 2013).

2.3 Usinabilidade dos aços inoxidáveis

De uma forma geral, os aços inoxidáveis são caracterizados por terem alta ductilidade (o que favorece a formação de cavacos longos) e baixa condutividade térmica (que favorece o aumento da temperatura durante a usinagem). A maior parte do calor gerado é conduzido pelo cavaco, mas uma parte é conduzida através da cunha da ferramenta de corte e

contribui para o desgaste precoce da ferramenta. Outra característica é a alta capacidade de endurecimento por deformação, o que promove maiores esforços de corte.

Os aços superausteníticos são considerados os que oferecem maiores dificuldades para serem usinados. As características que dificultam a usinagem destes aços são (DINIZ *et al.*, 2013; MACHADO *et al.*, 2015 e ASM,1989):

- Baixa condutividade térmica, o que dificulta a transferência do calor da região de corte e acelera o desgaste da ferramenta;
- Alto coeficiente de atrito no contato com a ferramenta de corte, que tem como consequência o aumento dos esforços de corte e do calor gerado;
- Alto coeficiente de dilatação térmica, o que torna difícil a manutenção de tolerâncias estreitas;
- Presença de Ti, que possibilita a formação de Ti(CN) e aumenta a abrasividade do material;
- O aumento do teor de elementos de liga piora a usinabilidade, consequentemente tornando os custos de usinagem mais altos.

Em síntese, para melhor desempenho do processo de usinagem dos aços inoxidáveis, selecionam-se ferramentas com menores valores de raio de ponta, aresta aguda, classes com maior dureza e coberturas com menor condutividade térmica (MACHADO *et al.*, 2015).

Os aços inoxidáveis apresentam tendência a aderir sobre a superfície da saída da ferramenta e apresentam extensas zonas plásticas, o que eventualmente pode causar a formação de Aresta Postiça de Corte - APC (DINIZ *et al.*, 2013). Os aços martensíticos são usinados no estado recozido e seu teor de carbono permite a formação de carboneto de cromo na matriz, o que aumenta o desgaste da ferramenta. Além disso, o recozimento aumenta a possibilidade de formação de APC e de rebarbas, sendo necessário encontrar um equilíbrio entre sacrificar o desempenho em usinagem em prol de se evitar operações posteriores de rebarbação ou de polimento (MACHADO *et al.*, 2015). Diniz *et al.* (2013) acrescentam que os aços martensíticos com alto teor de carbono são difíceis de se usinar devido à alta dureza, o que exige um maior esforço de corte (presença de partículas duras e abrasivas de carboneto de cromo).

Moreira (2016) investigou a operação de serramento do aço inoxidável supermartensítico Super Cromo 13 e observou que a baixa concentração de carbono (0,016%)

influenciou a formação de rebarba, ao passo que a alta concentração de cromo (11,9 %) afetou o desgaste por abrasão. Na avaliação das arestas de corte dos insertos de metal duro revestido desgastados, Moreira (2016) confirmou a alteração da aresta de corte com presença do material da peça aderido na cunha de corte (APC). O material aderido na aresta de corte também alterou a geometria da cunha de corte dos insertos, o que aumentou a potência consumida no corte.

A usinabilidade dos aços inoxidáveis pode variar conforme a estrutura cristalina, tratamento térmico e presença de elementos de liga (TRENT e WRIGHT, 2000). Os efeitos sobre a usinabilidade dos principais elementos de liga que compõem do aço inoxidável supermartensítico são apresentados a seguir:

- Ferro (Fe): a usinabilidade pode ser melhorada por trabalho a frio ou refinamento do tamanho de grão deste elemento antes da usinagem (KÖNIG e KLOCKE, 1997 e SHAW, 2005).
- Carbono (C): a usinabilidade dos aços com a concentração de carbono menor que 0,25% é essencialmente caracterizada pelo comportamento da ferrita. A ferrita tem alta tendência à formação de rebarbas, adesão e formação de APC quando o aço é usinado sob baixas velocidades de corte (TRENT e WRIGHT, 2000 e KLOCKE, 2011).
- Cromo (Cr) e molibdênio (Mo): estes elementos formam os carbonetos no aço e prejudicam a usinabilidade por produzir partículas duras e abrasivas (KLOCKE, 2011 e SHAW, 2005).
- Níquel (Ni): as ligas contendo níquel tendem a formar APC e a promover desgaste de entalhe. Quanto maior o percentual de Ni, maior é a capacidade de adesão associada à maior resistência mecânica, entretanto, o que justifica o aumento do desgaste com a elevação do teor de níquel é a facilidade de formação de ferrita (MARQUES, 2007).
- Titânio (Ti) e vanádio (V): estes elementos são adicionados aos aços com o intuito de refinar o grão, entretanto, isto não é favorável à usinagem porque aumenta os esforços necessários à formação do cavaco. A presença de titânio nos aços inoxidáveis os torna mais difíceis de se usinar, pois a existência de Ti(C,N) eleva a abrasividade. O vanádio combinado com o cromo aumenta a resistência mecânica e ductilidade, fatores que influenciam negativamente a usinabilidade (KLOCKE, 2011).

- Manganês (Mn): a concentração de manganês acima de 1,5% facilita a usinabilidade de aços com baixo teor de carbono, pois ajuda na formação do cavaco (KLOCKE, 2011). O manganês tem alta afinidade química com o enxofre, formando o sulfeto de manganês MnS, o que é benéfico para a usinabilidade tanto por sua ação lubrificante quanto pela redução da resistência ao cisalhamento (SANTOS e SALES, 2007).
- Molibdênio (Mo): adição de molibdênio garante o aumento da resistência ao ataque químico para o aço inoxidável. A combinação de molibdênio e nitrogênio aumenta a resistência à corrosão por pites e por frestas, especialmente em meios ácidos contendo cloretos e compostos de enxofre a elevadas temperaturas.
- Cobre (Cu): é um elemento com leve ação grafitizante e inibe a formação de ferrita, resultando em uma estrutura mais homogênea e de melhor usinabilidade (SANTOS e SALES, 2007).
- Silício (Si): influencia positivamente na quebra do cavaco, porém negativamente por aumentar o desgaste por abrasão caso esteja em inclusão na forma de silicatos (MACHADO *et al.*, 2015). Este elemento também provoca o aumento do desgaste da ferramenta devido ao aumento da força de corte.
- Nióbio (Nb): por aumentar a resistência mecânica e à corrosão, permite a usinagem apenas sob baixas velocidades de corte (MACHADO *et al.*, 2015).
- Enxofre (S) e fósforo (P): o enxofre diminui bastante a ductilidade do material e influencia positivamente na usinabilidade formando cavacos mais curtos, melhorando a qualidade da superfície usinada e reduzindo a tendência de formação da APC. O fósforo dissolve-se na matriz promovendo uma maior fragilidade dos cavacos (SANTOS e SALES, 2007).

2.4 Mecanismo de formação de cavaco no corte ortogonal

Uma melhor compreensão do processo de usinagem está ligada diretamente ao conhecimento fenomenológico da formação de cavacos. O conhecimento do comportamento do material na formação dos cavacos tem proporcionado grandes avanços às operações de usinagem, assim como no aumento da produtividade e contribuído para o desenvolvimento de novas ferramentas de corte em relação às suas características geométricas e superficiais (MACHADO *et al.*, 2015). TRENT e WRIGHT (2000) relatam que a maioria dos problemas

em operações de usinagem relacionada à taxa de remoção de material e desempenho da ferramenta pode ser compreendida pelo estudo do comportamento do material a ser usinado, da forma como o cavaco é formado e como este se move ou se comporta sobre a superfície de saída da ferramenta. O processo de formação do cavaco pode ser detalhado em quatro etapas (TRENT e WRIGHT, 2000):

- Recalque inicial;
- Deformação e ruptura;
- Deslizamento da lamelas;
- Saída do cavaco.

Na Figura 2.8 é apresentado o diagrama esquemático do processo de formação do cavaco durante o corte ortogonal.

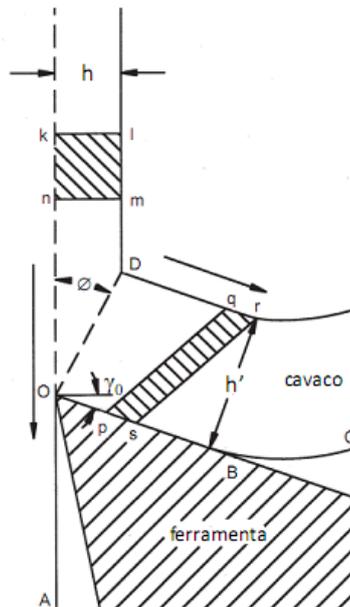


Figura 2.8 : Diagrama do processo de formação de cavaco (TRENT e WRIGHT, 2000).

No diagrama da Figura 2.8 observa-se que a seção *klmn* representa uma parcela do volume de material. Este volume sofrerá deformação elástica, seguida de deformação plástica e posterior ruptura, ou seja, através da propagação de uma trinca que se formam do ponto O ao ponto D. O cavaco pode se romper completamente ou parcialmente, dependendo da característica do material da peça.

Verifica-se que são formadas duas novas superfícies, a superfície da peça (OA) e a superfície do cavaco (OB). Ao longo da seção do cavaco define-se a região chamada de zona

de cisalhamento primária ou plano de cisalhamento primário, representado por OD. O ângulo entre o plano de cisalhamento primário e o plano de corte é chamado de ângulo de cisalhamento ϕ . Nota-se que após passar pela região de cisalhamento primário, ao volume *klmn* só resta movimentar-se por sobre a superfície de saída da ferramenta e sair como um componente ou lamela do cavaco, que se deforma plasticamente para um novo formato *pqrs*.

Em função da restrição ao movimento na superfície de saída da ferramenta de corte, ocorre a redução da velocidade do volume do material que transforma-se em cavaco. Como resultado, a espessura do cavaco h' será sempre maior do que a espessura de corte h .

2.4.1 Principais modelos de formação do cavaco

A formação do cavaco ainda é uma importante área de estudo desde que os primeiros modelos analíticos foram apresentados. O modelo proposto por Ernst e Merchant retrata a formação do cavaco como um processo de cisalhamento puro, representado por um plano (Figura 2.9 a). Este modelo foi baseado no modelo proposto por Piispanen em 1948, que representa a formação do cavaco como um baralho de cartas inclinadas num ângulo considerado como o ângulo de cisalhamento (Figura 2.9 b).

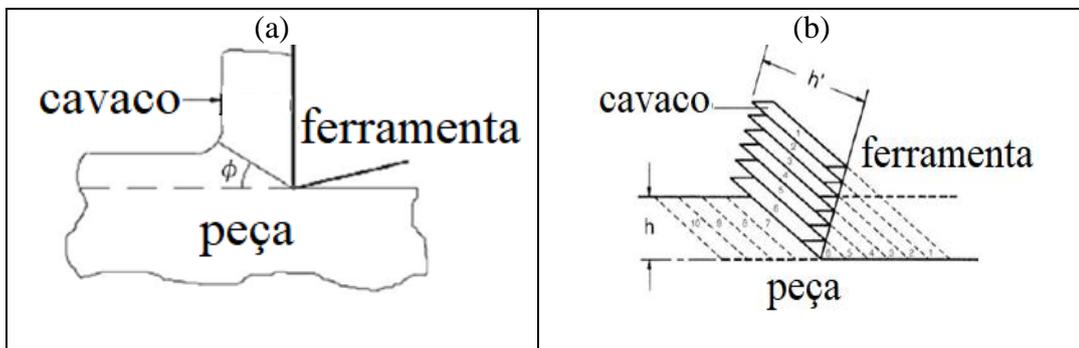


Figura 2.9: Modelos de formação do cavaco: (a) modelo adaptado de ERNST e MERCHANT e (b) modelo adaptado de cartas PIISPANEN, *apud* BARBOSA (2014).

O modelo de Lee e Shaffer observado na Figura 2.10 utiliza a teoria das linhas de deslizamento e assume condições de deformação plana em sólidos perfeitamente plásticos, o que resulta numa zona de cisalhamento triangular ABC, de forma que a tensão cisalhante máxima ocorre na região da linha AB e nenhuma força atua acima da linha AC (BARBOSA, 2014).

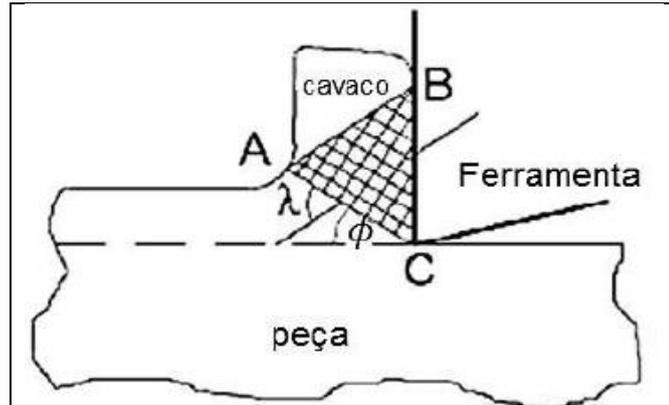


Figura 2.10: Modelo de formação de cavaco Lee e Shaffer (adaptado de BARBOSA, 2014).

2.4.2 Relações geométricas e cinemáticas

Na Figura 2.8 são mostrados detalhes sobre as relações geométricas e cinemáticas que são importantes para a apresentação matemática do comportamento do cavaco no processo de corte ortogonal, tais como grau de recalque R_c e ângulo de cisalhamento ϕ .

O grau de recalque R_c é um parâmetro razoavelmente mensurável, determinado pela razão entre a espessura do cavaco (h') e a espessura de corte (h) ou pela razão entre a velocidade de corte (v_c) e a velocidade do cavaco (v_{cavaco}), como apresentado na Equação 2.1.

$$R_c = \frac{h'}{h} = \frac{v_c}{v_{\text{cavaco}}} \quad (2.1)$$

A espessura do cavaco pode ser obtida por medição direta da seção transversal do cavaco. A grandeza h depende do avanço (f) e do ângulo de posição principal da ferramenta (χ_r) e é obtida por meio da equação 2.2.

$$h = f * \text{sen } \chi_r \quad (2.2)$$

Com a determinação do grau de recalque pode-se obter, por relação direta, o ângulo de cisalhamento ϕ . Na Equação 2.3 é mostrada a relação matemática para a determinação do ângulo de cisalhamento, onde γ_0 corresponde ao ângulo de saída da ferramenta.

$$\text{tg } \phi = \frac{\cos \gamma_0}{R_c - \text{sen } \gamma_0} \quad (2.3)$$

Tanto o valor do grau de recalque R_c quanto o do ângulo de cisalhamento podem fornecer uma boa avaliação da quantidade de deformação na zona de cisalhamento primária (MACHADO *et al.*, 2015).

Na Figura 2.11 é mostrada grandes quantidades de deformação para pequenos valores de ϕ e, conseqüentemente, altos valores de R_c . O ângulo de saída também influencia a quantidade de deformação, isto é, à medida que este ângulo diminui, maior é a deformação e menor é o ângulo de cisalhamento (TRENT e WRIGHT, 2000 e CAMARGO, 2016).

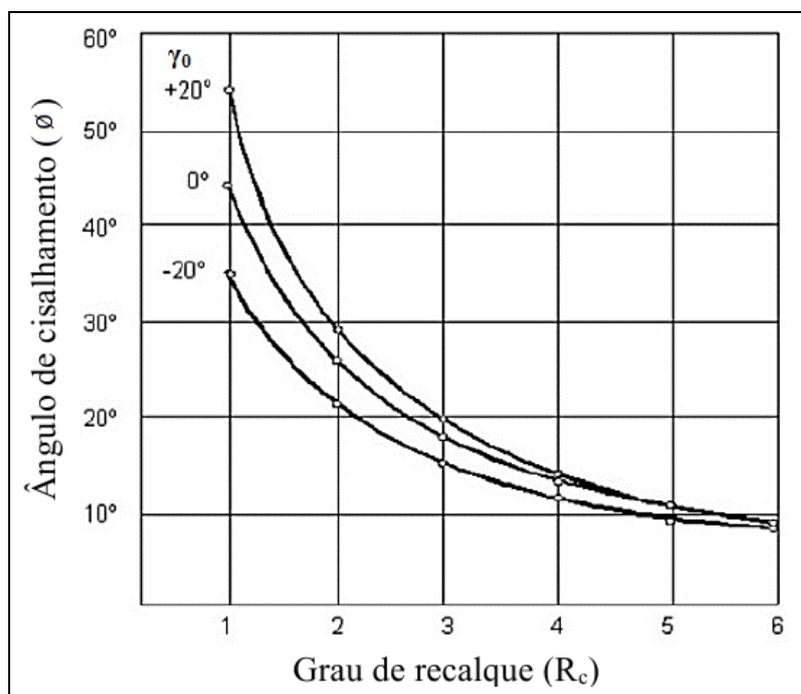


Figura 2.11: Relação entre grau de recalque e ângulo de cisalhamento ao usinar um aço SAE 1035, $v_c = 100$ m/min; $a_p = 0,3$ mm; $f = 0,2$ mm/rev (adaptado de ASM, 1989; TRENT e WRIGHT, 2000 e CAMARGO, 2016).

Barbosa (2014) relata que existe uma grande dificuldade na medição experimental do ângulo de cisalhamento porque o cavaco não possui uma espessura uniforme, pois é formado por lamelas justapostas com extremidades irregularmente conformadas.

Na Tabela 2.5 são apresentados alguns modelos matemáticos propostos para a determinação teórica de ϕ .

Tabela 2.5: Modelos matemáticos para determinação do ângulo de cisalhamento (adaptado de SHAW, 2005 e BARBOSA, 2014)

Modelo	Equação
Ernst & Merchant (1940)	$\phi = 45^\circ - \frac{\beta}{2} + \frac{\gamma_0}{2}$
Merchant (1945)	$\phi = \frac{\cos^{-1} k}{2} - \frac{\beta}{2} + \frac{\gamma_0}{2}$
Lee & Shaffer (1951)	$\phi = 45^\circ - \beta + \gamma_0$
Hucks (1952)	$\phi = 45^\circ - \frac{\tan^{-1} 2\mu}{2} + \gamma_0$

Em que: β corresponde ao ângulo de atrito médio (razão entre as forças de atrito e normal atuantes na superfície de saída da ferramenta) na interface cavaco-ferramenta, k é uma constante do material da peça relacionada com as tensões no corte e μ é o coeficiente de atrito entre o cavaco e a ferramenta de corte.

Tais equações apresentadas na Tabela 2.5 relacionam ϕ com diferentes parâmetros característicos do processo de usinagem ou par de materiais envolvidos, baseadas em considerações teóricas e experimentais, chegando, em alguns casos, a valores do ϕ bastantes próximos da realidade. Porém, os valores calculados de ϕ se afastam dos valores fornecidos nos ensaios de vários materiais. Esta discrepância foi relatada por Ferraresi (1970), que avaliou que o estudo melhor fundamentado é o de Hucks, baseado na envoltória de Mohr.

Na Figura 2.12 são apresentadas as relações do modelo para a formação do cavaco e velocidades no corte ortogonal para cálculo da deformação do cavaco ou taxa de deformação cisalhante (TRENT e WRIGHT, 2000).

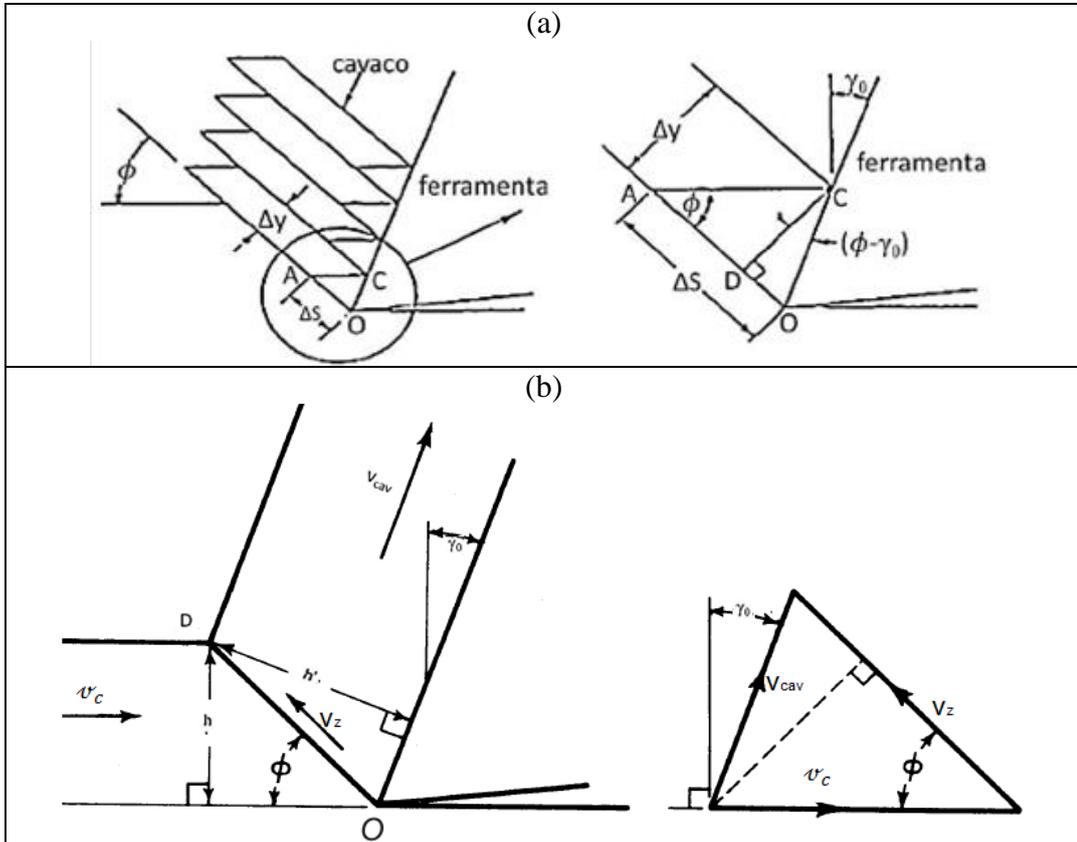


Figura 2.12: Relações para o cálculo do grau de deformação cisalhante do cavaco: (a) deslocamento e formação dos elementos de cavaco (b) triângulo de velocidades no corte ortogonal (adaptado de TRENT e WRIGHT, 2000).

Portanto, a deformação cisalhante (ϵ) pode ser determinada por meio da razão entre a deformação da lamela do cavaco (Δs), medida no plano de cisalhamento, e a sua espessura (Δy), medida na direção perpendicular ao plano de cisalhamento, vide Equação 2.4.

$$\epsilon = \frac{\Delta s}{\Delta y} = \frac{OA}{CD} = \frac{OD}{CD} + \frac{DA}{CD} = \cot(\phi) + \tan(\phi - \gamma_0) \quad (2.4)$$

Por sua vez, a taxa de deformação cisalhante ($\dot{\epsilon}$), definida por alguns autores como velocidade de deformação, pode ser determinada a partir da razão entre velocidades no corte ortogonal, de acordo com a formulação apresentada na Equação 2.5, onde v_z é a velocidade de cisalhamento e v_c é a velocidade de corte (BARBOSA, 2014).

$$\dot{\epsilon} = \frac{\Delta s}{\Delta y} = \frac{v_z}{\Delta y} = \frac{\cos \gamma_0}{\cos(\phi - \gamma_0)} * \frac{v_c}{\Delta y} \quad (2.5)$$

Segundo Ferraresi (1970), os valores encontrados para velocidade de deformação ou taxa de deformação cisalhante nas operações de usinagem são extremamente elevados, (da ordem de 10^5 s^{-1}), quando comparados com outros ensaios, tais como, ensaio de tração, torção e compressão e conformação (da ordem de 5 s^{-1}).

Barbosa (2014) identificou uma leve tendência de redução da deformação (ϵ) com o aumento da velocidade de corte e avanço no torneamento dos aços inoxidáveis austenítico, duplex e martensítico. Entretanto, o aço austenítico foi o material que mais se deformou durante a usinagem, seguido pelo duplex e martensítico. A maior deformação pode ser explicada por sua estrutura cristalina CFC, que apresenta mais planos preferenciais de deslizamento e que resistem menos à deformação que uma estrutura cristalina mista (CCC + CFC), caso do duplex ou do martensítico, cuja a estrutura é TCC (BUBANI *et al.*, 2010). Portanto, a estrutura cristalina CFC, que apresenta mais planos de deslizamento preferenciais, deforma-se mais que um material com estrutura TCC (BARBOSA, 2014).

Barbosa (2014) observou ainda por meio de análise estatística que o parâmetro de corte que mais influenciou a deformação dos aços austenítico e martensítico foi o avanço. Com o aumento desta variável ocorreu a elevação da área do plano de cisalhamento e (a elevação da área do plano de cisalhamento pode ser explicada da seguinte forma: com o aumento do avanço ocorre a diminuição do grau de recalque R_c devido o aumento da espessura de corte, conseqüentemente, redução do ângulo de cisalhamento contribuindo para menores deformações), conseqüentemente, a redução da deformação e também da temperatura na zona de cisalhamento. A comparação entre os aços austenítico e duplex mostrou que a velocidade de corte e o avanço apresentaram influência na deformação. O efeito do aumento de v_c em reduzir a deformação pode estar relacionado com a maior rapidez com que o material passa pela zona de cisalhamento primária, ocorrendo assim menores deformações. Barbosa (2014), também comenta ainda que materiais com baixa difusividade térmica respondem mais lentamente às mudanças nas condições térmicas, necessitando de um tempo mais longo para promover o amaciamento do material. Assim, uma velocidade de corte mais baixa poderia favorecer o tempo de aquecimento e, desta forma, o calor gerado teria tempo suficiente para provocar o amolecimento do material e reduzir a sua dureza, promovendo menor deformação.

Em relação à taxa de deformação é, os aços inoxidáveis duplex, austenítico e martensítico apresentam comportamentos diferentes: quando se torneou o aço duplex, Barbosa (2014) observou maior taxa de deformação comparada ao austenítico e martensítico. O duplex é um material composto por uma estrutura bifásica na qual cada fase responde de forma diferente à deformação. Isto torna mais complexo o mecanismo de deformação, porém observando-se o limite de escoamento destes materiais pode-se verificar que o limite de escoamento do aço duplex é quase o dobro do aço inoxidável austenítico, necessitando de uma maior taxa de deformação para ser usinado nas mesmas condições que o austenítico. No caso do avanço, este fator teve um efeito de redução da taxa de deformação para os três aços inoxidáveis, o que pode estar relacionado com o aumento tanto do ângulo de cisalhamento quanto da espessura da lamela (Δy).

Barbosa e Machado (2011) e Naves *et al.* (2013) afirmam que a velocidade de corte (taxa de deformação) não tem efeito significativo sobre a deformação e encruamento do aço inoxidável ABNT 304 para o intervalo de 42,45 e 169,8 m/min, mostrando que este parâmetro pode não ser significativo no momento da escolha dos fatores representativos para a formulação de um modelo de previsão do comportamento mecânico do material durante a usinagem.

Uma característica citada tanto por Diniz *et al.* (2013) quanto Naves *et al.* (2013), se refere ao fato de os aços inoxidáveis austeníticos apresentarem altas taxas de encruamento. O nível de encruamento depende da taxa de deformação e da habilidade do material em encruar. Uma alta taxa de encruamento significa que a resistência do material é bastante aumentada para um determinado nível de deformação plástica. Isto implica em elevada energia para a formação do cavaco (valor alto da pressão específica de corte, isto é, baixa usinabilidade).

Trent e Wright (2000) discutiram as características dos aços inoxidáveis durante a formação do cavaco. O material apresenta uma tensão de cisalhamento variável na interface cavaco-ferramenta. Em um ciclo típico, tensões de compressão e de cisalhamento surgem ao longo da ferramenta quando o cavaco escoar pela superfície de saída, formado o cavaco do tipo segmentado.

2.4.3 Classificação dos cavacos

Geralmente, os cavacos são classificados quanto ao tipo e à forma. As características mecânicas, físicas e químicas do material da peça são as que mais influenciam o

tipo e forma do cavaco, seguidas pela geometria da ferramenta e condições de corte (TRENT e WRIGHT, 2000; CHILDS *et al.*, 2000 e FERRARESI, 1970).

2.4.3.1 Tipos de cavacos

A classificação quanto ao tipo do cavaco pode ser descrita de acordo com Ferraresi (1970) em três: cavacos contínuos, segmentados (de cisalhamento) e de ruptura. As classificações dos tipos de cavacos estão relacionadas exclusivamente à ductilidade ou fragilidade do material da peça e das condições de corte adotadas. Porém, o cavaco segmentado é comumente obtido em materiais com baixa condutividade térmica, onde se observa o cisalhamento termoplástico catastrófico ou adiabático (Machado *et al.*, 2015).

Segundo Childs *et al.* (2000), os cavacos podem ser diferenciados morfológicamente. Na Figura 2.13 é mostrado imagens de seções de cavacos obtidas rápida na operação de torneamento por meio de um dispositivo de parada. Os materiais dúcteis, tais como os aços de baixa liga, ligas de alumínio e de cobre geralmente são os materiais que formam cavacos contínuos (Figura 2.13a). Os cavacos dos aços inoxidáveis apresentam a forma segmentada (ou de dente de serra), vide Figura 2.13(b). Materiais que não têm ductilidade suficiente para formar cavacos contínuos (latão com adição de chumbo, por exemplo), formam cavacos descontínuos (Figura 2.13c). Aços de baixo carbono usinados sob baixa velocidade de corte (Figura 2.13d) também apresentam cavacos descontínuos. Aços de baixo carbono usinados com velocidade de corte de 25 m/min (Figura 2.13e) apresenta cavacos contínuos e formação da aresta postiça de corte. Na Figura 2.13(f) é apresentado um cavaco contínuo do aço de baixo carbono usinado com velocidade de corte de 55 m/min e mostra uma fina aresta postiça de corte.

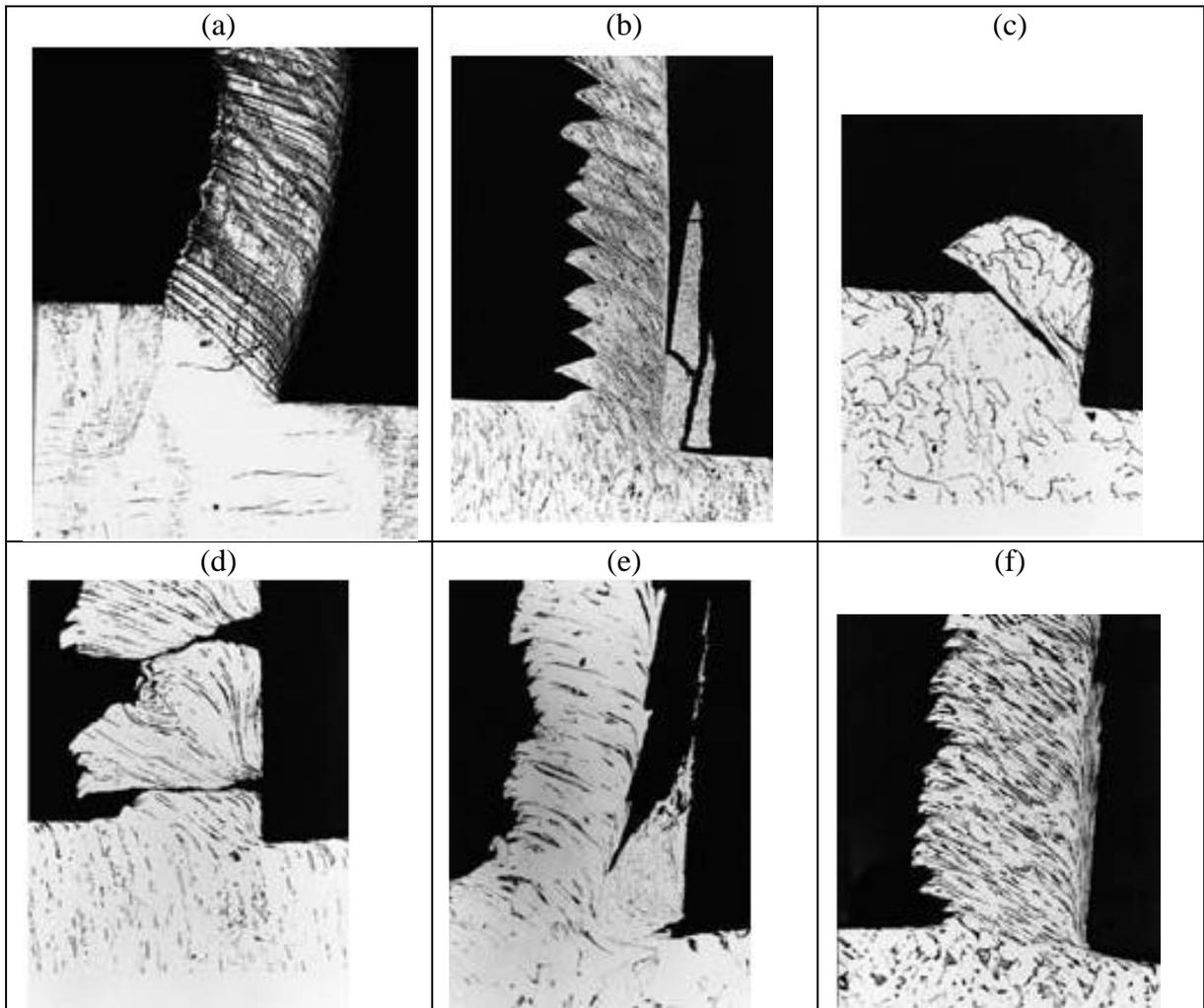


Figura 2.13: Seção transversal dos cavacos obtidos no torneamento com avanço de 0,15 mm/rev: (a) latão 70/30, (b) aço inoxidável, (c) latão com chumbo, (d) aço de baixo carbono usinado com velocidade de corte de 5 m/min, (e) aço de baixo carbono usinado com velocidade de corte de 25 m/min e (f) aço baixo carbono usinado com velocidade de corte 55 m/min (adaptado de CHILDS *et al.*, 2000).

Silva (2007) classificou os cavacos produzidos no torneamento do aço inoxidável austenítico como contínuos devido à alta ductilidade. Sob velocidades de corte mais baixas, o cavaco apresentou-se na forma de arco conectado e com o aumento da velocidade de corte surgiu o cavaco mais contínuo e mais deformado. Já em condições de velocidade de corte mais baixa, o cavaco apresentou uma coloração amarela, enquanto que para velocidade de corte mais alta o cavaco apresentou um coloração púrpura. Silva (2007) explica que a diferença na coloração provavelmente se deve aos diversos óxidos formados a diferentes temperaturas.

Oliveira Junior (2013) comenta que as altas taxas de encruamento atribuídas aos aços inoxidáveis austeníticos levam a modificações mecânicas e comportamento heterogêneo nas superfícies usinadas que podem resultar na formação instável de cavacos e em vibrações.

A alta resistência à fratura (tenacidade) e alta ductilidade fazem com que haja maior dificuldade para a quebra de cavacos (GRAVALOS, 2008). Marques (2007) cita que o aço inoxidável caracteriza-se por um comportamento “pastoso” durante o corte, mostrando uma tendência de formar cavacos longos e flexíveis que aderem à ferramenta formando aresta postiça de corte.

A instabilidade termoplástica durante a formação do cavaco segmentado promove a redução do escoamento do material devido à redução de dureza gerada pelo aumento da temperatura (SHAW, 2005).

Resumidamente, alta resistência mecânica, alta taxa de encruamento, alta ductilidade e baixa condutividade térmica afetam de forma negativa a usinabilidade dos aços inoxidáveis. Um exemplo desta situação é a instabilidade e dificuldade na formação e quebra do cavaco durante o processo de usinagem dos aços inoxidáveis.

2.4.3.2 Formas de cavacos

Os cavacos podem ser classificados em relação a sua forma como (Ferraresi, 1970):

- Cavaco em fita;
- Cavaco helicoidal;
- Cavaco espiral;
- Cavaco em lascas ou pedaços.

Já a norma ISO 3685 (1993) classifica os cavacos produzidos em operações de usinagem quanto à forma conforme a Figura 2.14. O cavaco em fita é indesejável porque pode provocar acidentes, ocupa muito espaço e é difícil de ser transportado, podendo ainda aumentar as forças de usinagem.

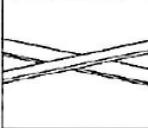
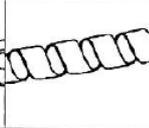
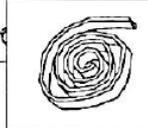
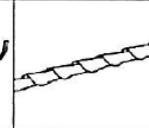
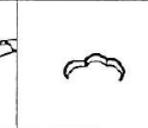
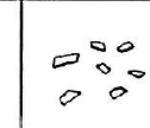
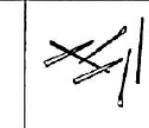
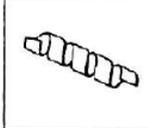
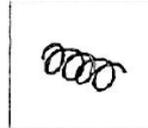
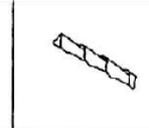
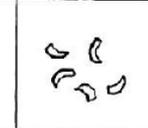
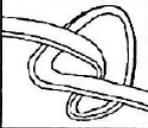
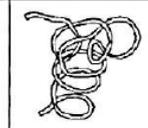
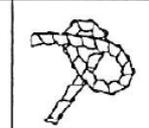
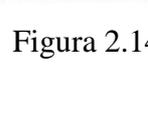
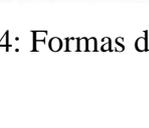
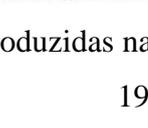
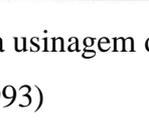
1- Cavaco em fita	2- Cavaco tubular	3- Cavaco espiral	4- Cavaco tipo helicoidal arruela	5- Cavaco helicoidal cônico	6- Cavaco em arco	7- Cavaco fragmentado	8- Cavaco tipo agulha
							
1-1- Longo	2-1- Longo	3-1- Plano	4-1- Longo	5-1- Longo	6-1- Conectado		
							
1-2- Curto	2-2 Curto	3-2- Cônico	4-2- Curto	5-2- Curto	6-2- Solto		
							
1-3 - Emaranhado	2-3- Emaranhado		4-3- Emaranhado	5-3- Emaranhado			
							

Figura 2.14: Formas de cavaco produzidas na usinagem dos metais (adaptado de ISO 3685, 1993)

Ávila *et al.* (2004) estudaram o torneamento do aço inoxidável austenítico ABNT 304 e notaram que a rugosidade diminuiu com o aumento da profundidade de usinagem, o que pode ser explicado pela maior rigidez do cavaco formado e, conseqüentemente, pela maior facilidade em sua quebra, o que evitaria a formação de cavacos emaranhados, típicos do torneamento de aços inoxidáveis, que por sua vez prejudicam o acabamento da peça.

Outro método para alterar a forma do cavaco do aço inoxidável ABNT 316 foi apresentado por Naves *et al.* (2013) e consiste no uso de fluido de corte sob alta pressão (10, 15 e 20 MPa). De uma forma geral, o autor identificou que a lubri-refrigeração sob alta pressão desempenhou a função de um quebra-cavaco de forma eficiente. Esta técnica possibilitou que a curvatura do cavaco aumentasse, favorecendo a sua quebra pela ação mecânica do jato. Esta ação foi tão mais eficiente quanto maior foi a pressão aplicada pelo fluido de corte.

Diniz *et al.* (2013) relatam que o raio de ponta da ferramenta (r_e) e a profundidade de usinagem (a_p) influenciam na quebra do cavaco: quando a razão $\frac{a_p}{r_e}$ é pequena (Figura 2.15), o cavaco tem dificuldade de se quebrar e não se dobra lateralmente devido ao grande ângulo de fluxo η (Figura 2.15a). Quando esta razão é alta, o cavaco dobra lateralmente, porém irá de encontro à superfície de folga, facilitando sua quebra, como mostrado na Figura 2.15(b).

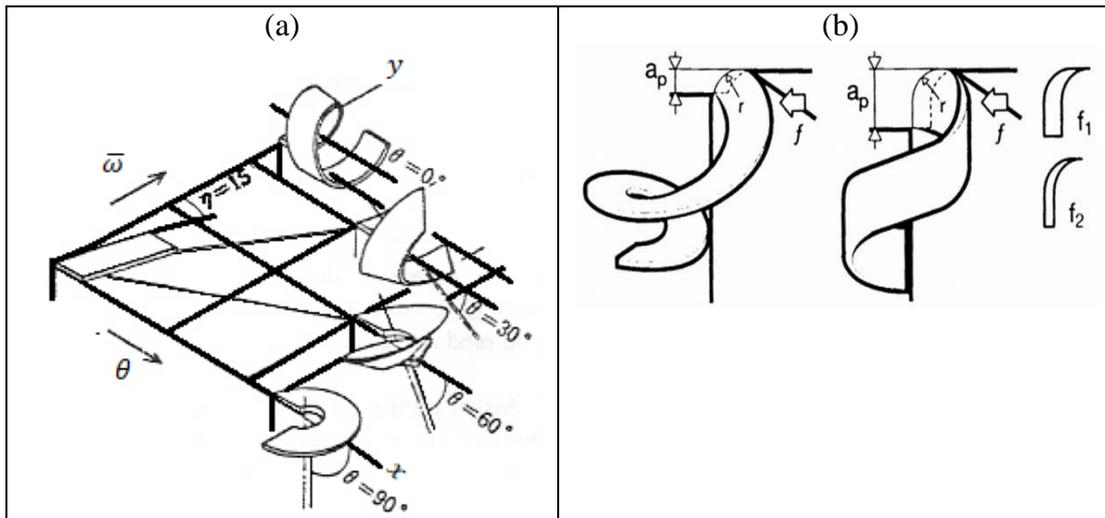


Figura 2.15: Geometria da forma do cavaco pela combinação das curvaturas: a) ω curvatura vertical; θ curvatura lateral; η ângulo do fluxo do cavaco; b) influência da profundidade de corte e do raio de ponta da ferramenta sobre curvatura lateral do cavaco (DINIZ *et al.*, 2013).

Em síntese, a utilização de ferramentas de corte com quebra-cavacos, fluido de corte sob alta pressão e parâmetros de corte adequados pode melhorar o controle do cavaco dos aços inoxidáveis.

2.5 Análise da raiz do cavaco

Como observado anteriormente, a compreensão dos fenômenos que ocorrem na usinagem está ligada à formação do cavaco, por isso, a observação da raiz do cavaco oferece informações cruciais a respeito do processo de corte. Estas informações estão relacionadas à constituição dos grãos do material, definição das zonas de cisalhamento, ângulo de cisalhamento, formação de APC, entre outros fenômenos metalúrgicos do processo de corte (PEREIRA, 2011). Este autor destaca que diversos dispositivos de parada rápida têm sido desenvolvidos com o propósito de obter a raiz do cavaco (dispositivos de parada rápida por massa acelerada, pino de cisalhamento ou dispositivos que possuem sistema pneumático).

O dispositivo de parada rápida (*quick-stop*) é um instrumento projetado para coletar amostras da raiz do cavaco. Segundo Chern (2005), o processo de corte é interrompido bruscamente pela redução da velocidade relativa entre a peça (corpo de prova) e a ferramenta para zero, deixando um cavaco parcialmente formado ainda conectado à peça. Em outros casos, a ferramenta de corte também poderá ser desconectada de forma repentina, perdendo o contato com a peça e gerando a raiz do cavaco na peça. O cavaco formado pode então ser extraído do

corpo de prova, moldado em resina, lixado e polido para subsequente análise microscópica, onde poderão ser avaliados: presença de APC, bandas de deformação, ângulo de cisalhamento, entre outros.

Na Figura 2.16, Lucas e Weingaertner (2004) apresentam micrografias das seções transversais da raiz do cavaco do ferro fundido nodular ferrítico usinado sob diferentes avanços. Observar-se a presença de APC, cujas dimensões aumentam com a elevação do avanço.

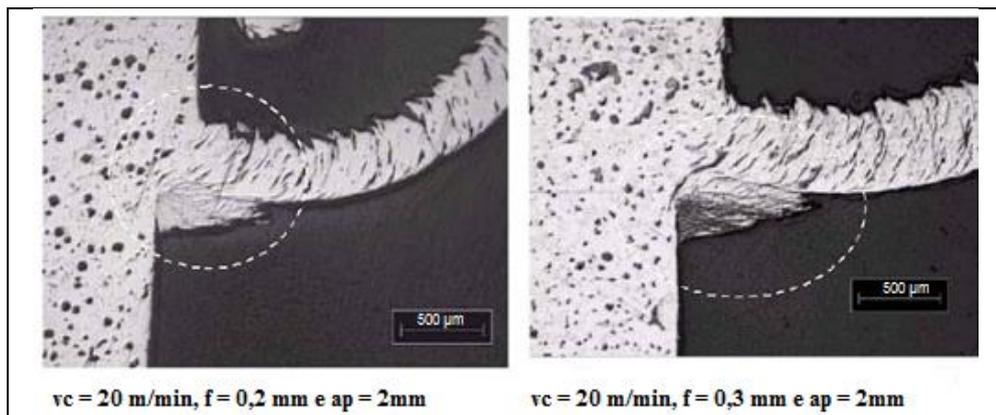


Figura 2.16: Raiz do cavaco do ferro fundido nodular ferrítico GGG 42 (LUCAS e WEINGAERTNER, 2004).

Chern (2005) apresenta micrografias da raiz do cavaco do aço ABNT 1017 na Figura 2.17. Verifica-se que a direção de deformação do material na superfície de saída da ferramenta (AC) é notadamente diferente da direção do plano de cisalhamento (AB). Este fenômeno pode ser explicado pelo atrito entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, o qual produz uma força de arraste e um momento torçor na lamela do cavaco. Além disso, nota-se a presença de finas camadas concentradas e depositadas na cunha da ferramenta (APC).

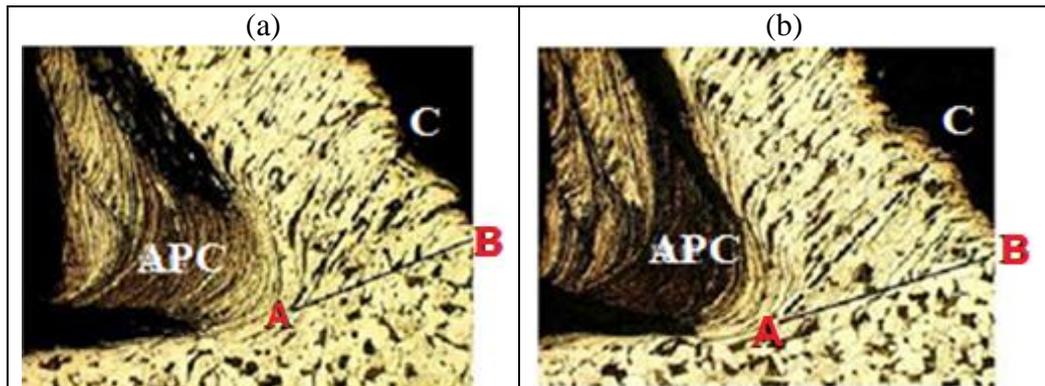


Figura 2.17: Micrografia da raiz do cavaco do aço ABNT 1017: (a) velocidade de corte 21,2 m/min, $f = 0,101$ mm/rev e $\gamma_0 = 20^\circ$; (b) velocidade de corte 24,3 m/min, $f = 0,165$ mm/rev e $\gamma_0 = 15^\circ$ (adaptado de CHERN, 2005)

Pereira (2011) apresenta uma micrografia da raiz do cavaco do aço ABNT 1045 na Figura 2.18. Nota-se a direção do plano de cisalhamento AB, assumido como uma simplificação da zona de cisalhamento primária. Observa-se também uma diferença entre a inclinação deste plano e a inclinação das lamelas do cavaco, justificada pela força de arraste produzida devido ao atrito entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta na zona de cisalhamento secundária, também observada por Chern (2005).

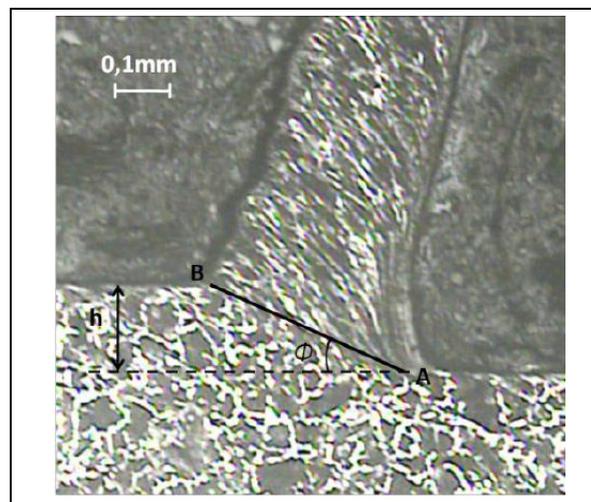


Figura 2.18: Direção do plano de cisalhamento AB do aço ABNT 1045 (velocidade de corte 100 m/min, $f = 0,24$ mm/rev PEREIRA, 2011).

A presença de cromo, níquel e molibdênio nos aços inoxidáveis aumenta a resistência mecânica, o endurecimento e a resistência ao desgaste abrasivo e à corrosão, porém prejudicam a usinabilidade do material. O níquel tende a formar APC, sendo que quanto maior

o percentual deste elemento, maior é a capacidade de adesão do cavaco (CHAGAS e MACHADO *et al.* 2015).

Chern (2005) apresenta uma micrografia do aço AISI 017 usinado sob $v_c = 45$ m/min, avanço de 0,191 mm/rev (Figura 2.19a) e Corrêa *et al.* (2014), do aço AISI 410 usinado sob $v_c = 30$ m/min, $f = 0,2$ mm/rev (Figura 2.19b). Os autores verificaram a presença da zona de fluxo e das bandas de deformação na região central dos cavacos. O movimento do cavaco na interface cavaco-ferramenta influencia o mecanismo de formação do cavaco, a força de usinagem, o calor gerado, a temperatura de corte e o desgaste da ferramenta.

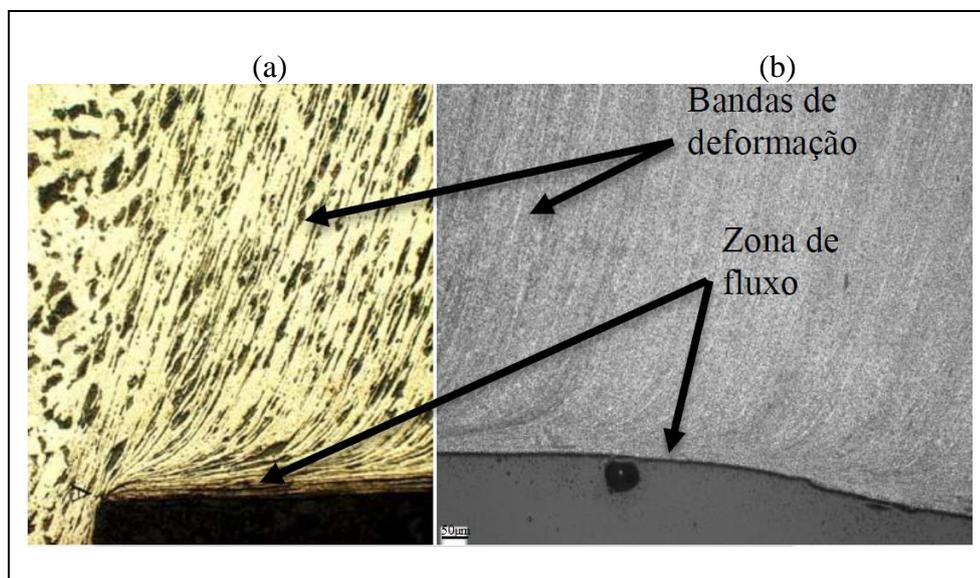


Figura 2.19: Micrografia da zona de fluxo: (a) cavaco de aço AISI 1017, ampliação x 200, avanço de 0.191 mm/rev (CHERN, 2005), (b) cavaco do aço inoxidável martensítico AISI 410 (CORRÊA *et al.*, 2014).

Os valores de ϕ e R_c influenciam o mecanismo de formação do cavaco e dependem das condições da interface cavaco-ferramenta, do material da peça, material da ferramenta das condições de corte e dos meios lubri-refrigerantes. Quanto menor o ângulo de saída da ferramenta, maior é a variação da direção do fluxo do cavaco, favorecendo a maiores deformações, conseqüentemente, menor é o ângulo de cisalhamento. Ângulo de saída negativo da ferramenta, em caso de materiais dúcteis, pode se tornar uma restrição para um bom escoamento do cavaco, desta forma, pode ocorrer uma desaceleração do volume de material a ser transformado em cavaco, conseqüentemente, a espessura do cavaco é sempre maior que a espessura de corte, o que pode resultar em um grau de recalque maior (Equação 2.1). Portanto, quanto maior for a restrição na superfície de saída da ferramenta, maior será o valor do R_c e

maiores serão as deformações. No entanto, admite-se que o volume do material não se altera durante a formação de cavaco e é marcante a influência do ângulo de saída da ferramenta na usinagem de materiais dúcteis, muito suscetíveis à deformação.

Ribeiro *et al.* (2011) estudaram a zona de fluxo na usinagem de uma liga de alumínio comercial, aço ABNT 304 e aço ABNT 1050 e concluíram que o material mais dúctil (no caso o alumínio comercial) possui um grau de deformação maior, por isso apresentou maiores dimensões da zona de fluxo em comparação ao aço ABNT 1050. Os autores observaram que o aumento do avanço favoreceu um aumento da zona de fluxo. Camargo (2016) explica que o aumento do avanço acarreta um aumento da dimensão da zona de fluxo, resultado que possivelmente ocorre devido ao aumento da força de usinagem e temperatura, que por sua vez produzem uma maior deformação do cavaco (RIBEIRO *et al.*, 2011 e SOUSA, 2013).

Sousa (2013) e Camargo (2016) verificaram uma diminuição na zona de fluxo com o aumento da velocidade de corte na usinagem do aço inoxidável austenítico UNS S30400 (equivalente ao ABNT 304) e do aço inoxidável supermartensítico UNS S41426 (equivalente ao ABNT 410). Os autores relatam que com o aumento da velocidade de corte, menor é o tempo de contato entre a ferramenta e o material, portanto, menor é o tempo que o cavaco tem para se deformar. Em contrapartida, gera-se mais calor, aumentando a temperatura, o que garante maior plasticidade ao material. Camargo (2016) observou ainda que o aço inoxidável supermartensítico UNS S41426 é mais sensível à variação de velocidade de corte que o aço inoxidável austenítico UNS S30400 (mais dúctil) devido à diferença na tensão de escoamento dos dois materiais. O material mais dúctil suporta um grau de deformação maior, mas também tem reduzida sua resistência (ASM, 1989 e TRENT e WRIGHT, 2000).

Camargo (2016) mediu a microdureza da raiz dos cavacos dos aços inoxidáveis austenítico UNS S30400 e supermartensítico UNS S41426 e observou que os maiores valores de microdureza do aço austenítico estão nos pontos próximos da zona de fluxo. O autor explica que isto se deve à grande deformação plástica existente nesta região durante o corte, acarretando maior encruamento do material. Klocke (2011) relata que quanto maior a velocidade de corte, menor será a microdureza na região da raiz do cavaco, fenômeno atribuído à maior temperatura durante o corte, que gera uma menor resistência da liga e, conseqüentemente, uma menor deformação para promover o corte. Nesta mesma linha, Trent e Wright (2000) afirmam que quando submetidos a elevadas temperaturas, todas ligas sofrem redução de dureza. No caso do aço supermartensítico UNS S41426, Camargo (2016) afirma que a microdureza da raiz do

cavaco tem o mesmo comportamento que a do aço austenítico UNS S30400, entretanto, com valores mais baixos para o aço inoxidável austenítico. O autor explica que tal comportamento tem relação direta com a diferença da dureza e resistência das ligas estudadas. Além disso, este comportamento se deve à maior capacidade de encruamento da liga com maior dureza original (aço inoxidável supermartensítico), que também apresenta redução da ductilidade e afeta a capacidade de deformação do material e sua microdureza (ASM, 1989). Por fim, quanto mais distante da superfície da peça, menor a microdureza. Uma possível explicação apresentada por Griffiths (2001) e Davim (2010) é atribuída às taxas de deformação mais elevadas na interface cavaco-ferramenta.

2.6 Materiais para ferramentas de corte

A seleção do material para ferramenta de corte mais apropriado a uma determinada operação é, sem dúvida, uma das mais importantes tarefas do processo de usinagem. Para a seleção do material, uma série de fatores deve ser ponderada, dentre as quais merecem destaque (DINIZ *et al.*, 2013):

- Material a ser usinado;
- Operação de usinagem;
- Condição da máquina operatriz;
- Forma e dimensões da ferramenta;
- Custo do material da ferramenta.

Existe uma ampla gama de materiais disponíveis para ferramentas de corte, porém, neste trabalho será dada ênfase às ferramentas de metal duro em virtude de sua aplicabilidade às operações de usinagem de aços inoxidáveis. Não existe uma classificação geral de materiais para ferramentas, entretanto, com base em suas características químicas, eles podem ser agrupados da seguinte maneira: aço rápido (com e sem cobertura), metal duro (com e sem cobertura), cerâmicas, nítreto cúbico de boro (PcBN) e diamante (PCD), (DINIZ *et al.*, 2013). Gille *et al.* (2002), Wertheim (2002) e Machado *et al.* (2015) relatam que as principais propriedades desejáveis em uma ferramenta de corte são:

- Alta dureza;
- Tenacidade suficiente para evitar falha por fratura;

- Alta resistência ao desgaste abrasivo;
- Alta resistência à compressão;
- Alta resistência ao cisalhamento;
- Boas propriedades mecânicas e térmicas sob temperaturas elevadas;
- Alta resistência ao choque térmico;
- Baixa afinidade química.

Estas propriedades não se reúnem necessariamente em um só material, entretanto, dependendo da aplicação, as propriedades do material da ferramenta de corte que recebem maior atenção são a tenacidade, dureza e afinidade química. Na Figura 2.20 é ilustrado o campo de aplicação dos materiais para ferramentas de corte mais comuns em função de sua tenacidade e resistência ao desgaste (Klocke, 2011). Nota-se que melhores resultados são encontrados utilizando o refino de grãos na matriz de metal duro e cermet, o que garante o aumento da tenacidade e a manutenção de dureza elevada e amplia o campo de aplicação desse grupo de ferramentas.

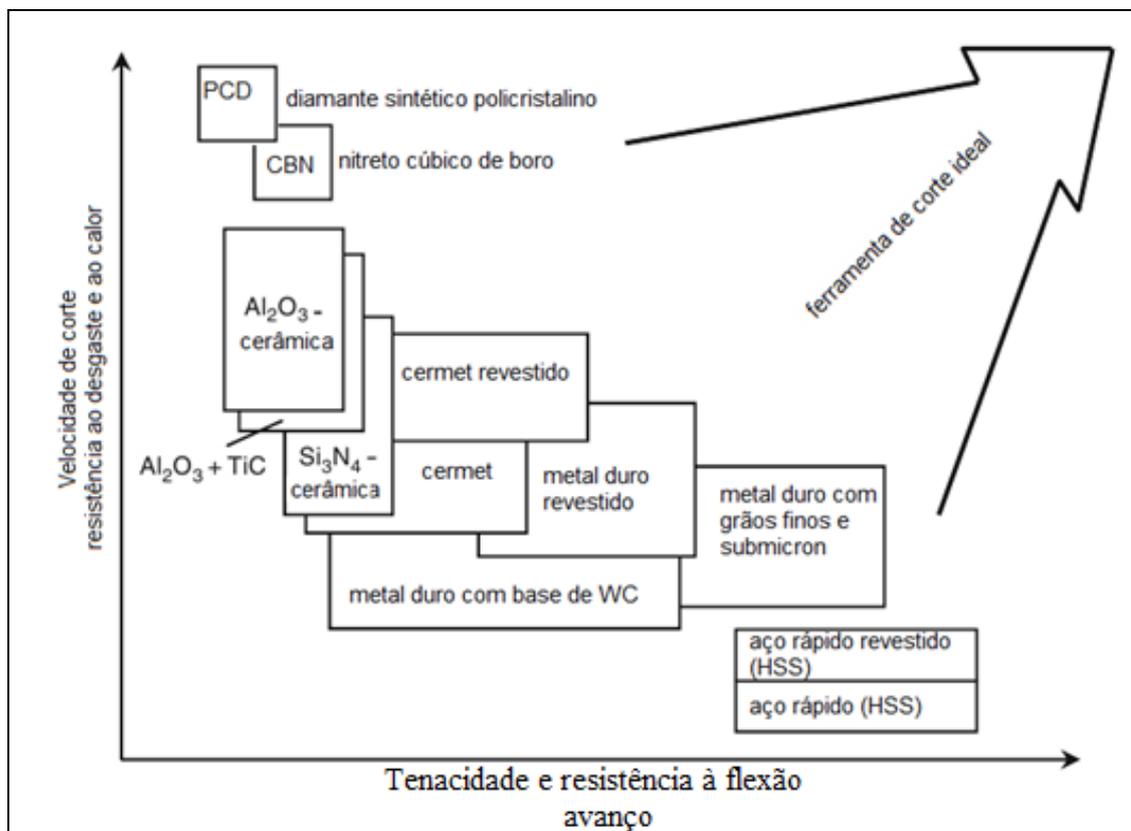


Figura 2.20: Propriedades dos materiais para ferramenta de corte (adaptado de KLOCKE, 2011).

Na Tabela 2.6 são apresentadas algumas propriedades de materiais para ferramentas de corte. Para a seleção de uma ferramenta de corte deve-se entender o tipo de avaria ou desgaste ao qual a ferramenta está sujeita. O metal duro apresenta-se como excelente opção como ferramenta de corte: seu módulo de elasticidade é maior comparado ao aço rápido, porém, menor que PcBN e PCD. Em contrapartida ao aço rápido, o metal duro possui uma dureza à quente superior. Este material possui de resistência à fratura mais elevada que os demais, exceto o aço rápido.

Tabela 2.6: Principais propriedades das ferramentas de corte (adaptado de MACHADO *et al.*, 2015).

Propriedades dos materiais da ferramenta	Aço rápido (M2) % em peso	Metal duro % em peso	Alumina reforçada com whisker % em peso	Cerâmica a base de nitreto de silício % em peso	PcBN % em peso	PCD % em peso
Composição básica	0,85% C 4% Cr 5% Mo 6,5% W 2% V	80,5% WC 10 % Co 9,5% Outros	75% Al ₂ O ₃ 25% SiC	77% Si ₃ N ₄ 13% Al ₂ O ₃ 10% Y ₂ O ₃	98% CBN 2% Outros	PCD 2-8% Co
Dureza a 1000° C (HV)	n.a.	400	900	900	1800	n.a.
Resistência à fratura (MPa m ^{1/2})	17	13	8	6	10	7,9
Condutividade térmica (W/m °C)	37	85	32	23	100	560
Módulo Young (kN/mm ²)	250	580	390	300	680	841
Coefficiente de expansão térmica (x10 ⁶ /K)	12	5,5	6,4	3,2	4,9	3,8

2.6.1. Classes e critérios para seleção de ferramentas de metal duro

A norma ISO 513 (2012) fornece um sistema para classificar as ferramentas de corte da seguinte forma: metais duros que contêm somente WC+Co (excelente relação entre resistência ao desgaste, mecânica e tenacidade) são denominados classe K, grupo identificado pela coloração vermelha e conhecido como a classe do ferro fundido. Para reduzir o desgaste de cratera na usinagem de aços que produzem cavacos longos, foram adicionados TiC, TaC e/ou NbC (maior dureza e resistência ao desgaste abrasivo), dando origem à classe P (grupo identificado pela coloração azul). Para o caso dos aços que contêm elementos de liga e produzem cavacos longos, tem-se classe M (coloração amarela), intermediária entre P e K e

com adições de carboneto de titânio (TiC), carboneto de tântalo (TaC) e carboneto de nióbio (NbC) em menores proporções, conhecida como classe dos aços inoxidáveis. Contudo, a norma ISO 513 (2012) incluiu novos grupos de ferramentas de corte (cerâmicas e materiais ultraduros): a classe N (coloração verde) utilizada na usinagem de metais e ligas não ferrosas (cobre e alumínio); a classe S (coloração marrom), indicados para usinagem de superligas ou ligas resistentes ao calor (a base de titânio, níquel e cobalto) e a classe H (coloração cinza), recomendada para usinagem de aços endurecidos e ferros fundidos temperados. Na Tabela 2.7 são apresentadas as classes de materiais para ferramentas de corte de acordo com a norma ISO 513 (2012).

Existem algarismos que acompanham as letras e representam a tenacidade e a resistência ao desgaste da ferramenta. Quanto maior o algarismo, geralmente de 1 a 50, maior é a tenacidade e menor é a resistência ao desgaste. Por exemplo, a classe P30 tem maior tenacidade e menor resistência ao desgaste do que a classe P01. Entretanto, não se deve considerar a comparação da resistência ao desgaste e a tenacidade entre as classes. A subdivisão entre as classes das ferramentas de corte está ligada principalmente aos seguintes fatores: composição química do material (quantidade de carbonetos de titânio TiC, o que garante maiores resistência ao desgaste) e tamanho dos grãos de carboneto (quanto mais finos, maiores serão a tenacidade e a dureza média).

Tabela 2.7: Aplicação e classificação das ferramentas de corte (adaptado de ISO 513, 2012).

Principais classes (grupos)			Classes de aplicação			
Letra de Identificação	Cor de Identificação	Materiais a serem usinados	Grupo de aplicação		Resistência ao desgaste	Tenacidade
P	Azul	Aços: todos os tipos de aços, exceto aços inoxidáveis.	P10 P20 P30 P40 P50	P05 P15 P25 P35 P45	↑	↓
M	Amarelo	Aço Inoxidável: aço inoxidável austenítico, duplex.	M01 M10 M20 M30 M40	M05 M15 M25 M35	↑	↓
K	Vermelho	Ferro Fundido: ferro fundido Cinzento, Vermicular e Nodular.	K01 K10 K20 K30 K40	K05 K15 K25 K35	↑	↓
N	Verde	Materiais não ferrosos: alumínio e outros metais não ferrosos.	N01 N10 N20 N30	N05 N15 N25	↑	↓
S	Marrom	Superligas e Titânio: ligas resistentes ao calor, níquel e cobalto, titânio.	S01 S10 S20 S30	S05 S15 S25	↑	↓
H	Cinza	Materiais Duros: aços endurecidos, ferros fundidos endurecidos.	H01 H10 H20 H30	H05 H15 H25	↑	↓

Na seleção da ferramenta é de extrema importância a compreensão da severidade da operação e os mecanismos de desgaste envolvidos, pois isso facilitará a escolha da ferramenta de corte mais apropriada. Diniz *et al.* (2013) relatam que na operação de desbaste há variação de esforços de corte e com isso há necessidade de ferramentas mais tenazes. Na operação de acabamento, entretanto, a velocidade de corte é alta e são usados baixos valores de profundidades de usinagem e avanços para se obter baixa rugosidade, fazendo com que se priorize a resistência ao desgaste.

2.6.2. Metal duro revestido

Os revestimentos em ferramentas de corte ganharam uma importância muito grande desde o seu advento. O desenvolvimento de técnicas de deposição contribuiu de forma significativa para o crescimento contínuo de novos revestimentos. Andrade (2005), Klocke (2011) e Maia (2015) citam que os revestimentos são aplicados em qualquer classe de metal duro por meio do Processo Químico de Deposição ou Deposição Química de Vapor, também conhecido como CVD (*Chemical Vapor Deposition*) e também pelo Processo Físico de Deposição, denominado PVD (*Physical Vapor Deposition*). Também existem outras variações do processo de deposição CVD: HT-CVD (deposição química de vapor em alta temperatura, do inglês *High Temperature – Chemical Vapour Deposition*), MT-CVD (deposição química de vapor em média temperatura (*Medium Temperature – Chemical Vapour Deposition*) e PA-CVD (deposição química de vapor ativada por plasma (*Plasma Activated – Chemical Vapour Deposition*). König (1987) e Klocke e Kriege (1999) destacam que a diferença entre os processos mencionados está relacionada ao procedimento de transporte do vapor (material de revestimento), temperatura de deposição e na forma pela qual o vapor é depositado sobre o substrato. Uma característica comum a todos os processos PVD é que a deposição do revestimento ocorre sob baixas temperaturas (quando comparadas com as do processo CVD), variando entre 350 e 500° C. Isto permite que o revestimento seja realizado sem a perda de dureza do substrato.

Na Tabela 2.8 são apresentadas as técnicas e os principais materiais que são utilizados na deposição (Klocke, 2011; Machado *et al.*, 2015 e Maia, 2015). Observa-se que o processo PVD garante maior tenacidade ao substrato em comparação ao CVD, melhorando o desempenho no corte interrompido. O processo CVD provoca a redução da tenacidade devido ao aumento da tensão residual de tração induzida, o que reduz a resistência ao lascamento da aresta de corte.

Tabela 2.8: Comparação entre as propriedades dos revestimentos CVD e PVD (adaptado de KLOCKE, 2011; MACHADO *et al.*, 2015 e MAIA, 2015).

Método de deposição	PA-CVD	MT-CVD	HT-CVD	PVD
Pressão de deposição (Pa)	80-700	900-6000	900-10000	0,1-0,9
Temperatura de deposição °C	450-650	700-900	900-1100	500-580
Espessura típica do filme(μm)	12-20	6-13	6-20	3-6
Tensões residuais predominantes	Trativas e compressivas			Compressivas
	(Ti, Zr) (C,N)	(Ti, Zr) (C,N)	Al ₂ O ₃ /ZrO ₂ /TiO _x	TiN
Principais materiais depositados	TiN	(Ti,Hf)(C,N)	TiC	Ti(C,N)
	Ti(C,N)	Hf(C,N)	TiN	(Ti,Al)N
	Al ₂ O ₃	Zr(C,N)	Ti(C,N)	(Ti,Al)(O,N)
		Ti(C,N)	Al ₂ O ₃	MoS ₂
				WC/C
				AlCrN
				Al ₂ O ₃
Tenacidade	Possibilidade de ser afetada		Reduzida	Não é afetada
Aresta de corte		Arredondamento requerido		Pode ser quina viva
Principais aplicações		Torneamento e mandrilamento		Fresamento, roscamento e torneamento
Vantagens		Maior resistência ao desgaste. Maior resistência à caracterização. Vida da ferramenta mais longa.		Mantém a mesma tenacidade, mesma configuração de aresta e precisão. Reduz APC. Vida de ferramenta mais longa.

De acordo com Andrade (2005) e Oerlikon Balzer (2016), a configuração das camadas de revestimentos pode chegar a uma espessura de 12 μm com camada única ou múltipla, sendo que as multicamadas podem propiciar melhoria de propriedades mecânicas, tais como aumento de dureza e tenacidade, como também podem atuar como barreiras contra a propagação de trincas.

Klocke (2011) classificou os principais tipos de revestimento produzidos por PVD e CVD e apresentou as suas principais propriedades na Tabela 2.9. Nota-se que o revestimento TiC tem a microdureza mais elevada em relação aos outros revestimentos, seguido pelo TiAlN. O revestimento Al_2O_3 possui barreira térmica mais elevada em relação aos outros revestimentos (seguido pelo revestimento TiAlN), efeito desejável para proteger a ferramenta contra a oxidação que ocorre em alta velocidade de corte. A combinação dos revestimentos TiC e TiN resulta no material ternário Ti(C,N), revestimento que possui boa estabilidade química, o que inibe a ocorrência da difusão e também propicia a baixa tendência de adesão do material da peça, principalmente de aços.

Tabela 2.9: Propriedades de alguns revestimentos depositados por PVD (adaptado de KLOCKE, 2011).

	TiN	TiCN	TiC	TiAlN	CrN	Al_2O_3
Processo de produção	PVD/CVD	PVD/CVD	CVD	PVD	PVD	CVD
Espessura de um revestimento (μm)	1 a 5	1 a 5	1 a 5	1 a 5	1 a 10	1 a 5
Microdureza	2300	3000	3100	3000	1900	2100 (HV)
Temperatura de oxidação ($^{\circ}\text{C}$)	> 450	> 350	> 350	> 700	> 600	-
Barreira de efeito térmico	+++	++	+	++++	+	+++++
Resistência a abrasão	++	+++	+++	+++	++	++
Resistência ao desgaste por adesão (em relação ao aço)	++	++	+	++	++	+++
Resistência ao desgaste por difusão (em relação ao aço)	++	+	+	+++	++	+++
Proteção do substrato a corrosão	+	+	+	+	++	+

Cada camada possui uma função específica; geralmente, camadas de TiC ou TiCN são utilizadas como primeira camada pois possuem uma adesão maior ao substrato. Além do mais, o revestimento TiC é um dos mais duros (3100 HV) segundo KLOCKE (2010) e OERLIKON BALZERS (2016), podendo garantir alta resistência ao desgaste.

Diniz *et al.* (2013) relatam que o revestimento de Al_2O_3 não consegue boa adesão à superfície do metal duro devido à diferença entre o coeficiente de dilatação térmica destes dois materiais, o que gera trincas na interface durante o resfriamento após o processo de deposição CVD. Porém, o revestimento de Al_2O_3 tem como principal característica a inércia química e alta dureza. Outra característica é sua condutividade térmica mais baixa em relação ao TiC e TiN. Machado *et al.* (2015) salientam que ao contrário do substrato, quanto menor a condutividade térmica do revestimento, melhor, pois menor será a quantidade de calor que chegará ao substrato. Desta forma o calor se dissipa pelo cavaco e não pela ferramenta.

Na Figura 2.21 é apresentado o comportamento de condutividade térmica dos revestimentos TiN, TiC e Al_2O_3 em função da temperatura. Observa-se que o óxido de alumínio (Al_2O_3) tem condutividade térmica reduzida com o aumento da temperatura, o que possibilita a formação de uma barreira térmica na superfície da ferramenta. As condutividades térmicas do TiC e do TiN têm comportamento oposto à do Al_2O_3 , isto é, aumentam com a temperatura. O revestimento TiN é geralmente utilizado como camada externa por apresentar um coeficiente de atrito mais baixo com o cavaco (WERTHEIM *et al.*, 1982).

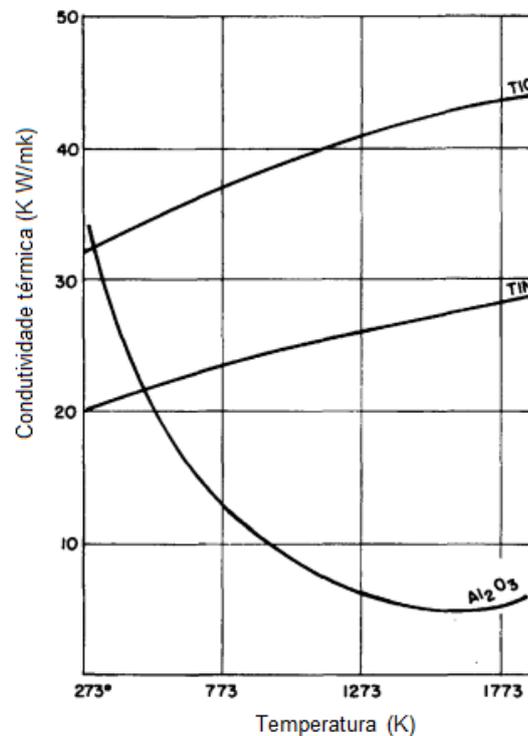


Figura 2.21: Influência da temperatura sobre condutividade térmica dos revestimentos TiN, TiC e Al_2O_3 (adaptado de WERTHEIM *et al.*, 1982).

Na Figura 2.22 são apresentadas as seções transversais de insertos de metal duro revestidos pelos processos PVD e CVD. Outro revestimento que confere um bom desempenho às operações de usinagem é o (TiAl)N, também conhecido com TiAlN, por ser o revestimento mais resistente à oxidação (sendo recomendado para usinagem sob altas velocidades de corte) e ainda possuir alta resistência à abrasão e à difusão (BOUZAKIS *et al.*, 2012). A camada de Al_2O_3 é aplicada apenas pelo processo CVD, permitindo a obtenção de uma espessura superior a $5\ \mu\text{m}$. A camada de TiAlN é depositada por PVD e tem espessura menor que $5\ \mu\text{m}$, o que confere arestas mais agudas, ideais para usinagem de materiais dúcteis (MITSUBISHI, 2016).

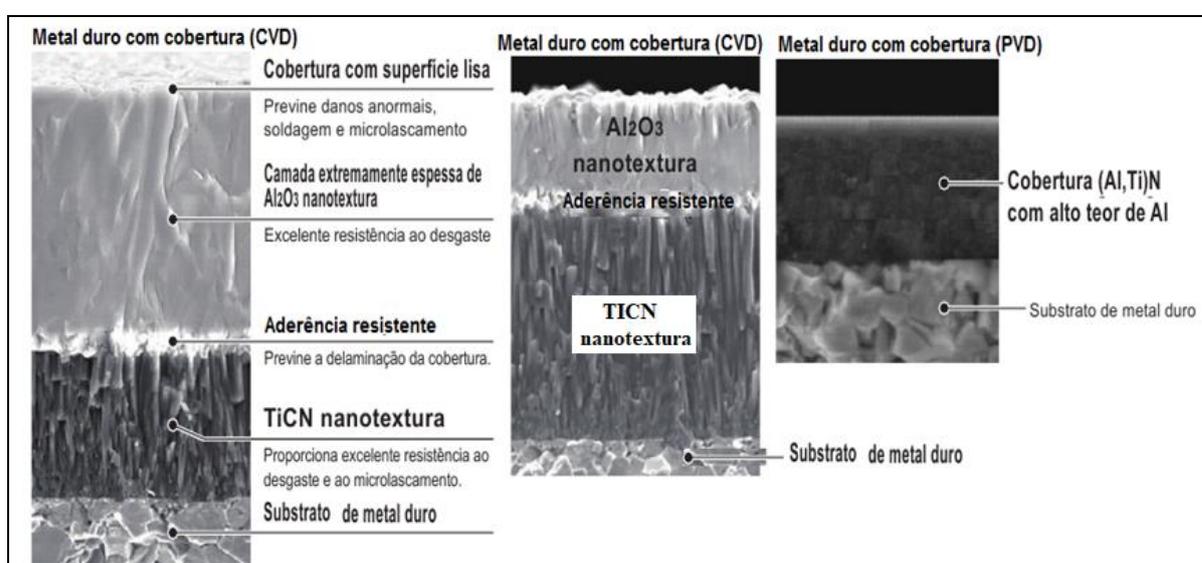


Figura 2.22:Exemplos de ferramentas de metal duro revestidas (adaptado de Mitsubishi, 2016).

Aguiar (2012) realizou testes de torneamento do aço inoxidável super duplex com insertos de metal duro da classe ISO M05-M20 e observou que, dentre as condições testadas, a ferramenta revestida com $\text{TiN} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiCN}$ destacou-se positivamente em relação ao desgaste quando comparada às ferramentas revestidas com TiAlN e $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiCN}$. O autor considera que para velocidades de corte mais baixas prevalece o efeito do coeficiente de atrito, que é menor para o revestimento $\text{TiN} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiCN}$. Para o caso de velocidades de corte altas, a dureza a quente passa a ser predominante e o revestimento TiAlN apresenta-se como excelente opção para estas condições. Contudo, mesmo possuindo um coeficiente de atrito mais alto, o revestimento TiAlN não prejudica de forma significativa a vida da ferramenta, principalmente em operações sob altas temperaturas e tensões. Esse revestimento tem a capacidade de formar o composto Al_2O_3 quando submetidos a altas temperaturas e pressões. Porém, esta camada tem afinidade química com a camada passivadora de Cr_2O_3 , promovendo adesão e acelerando o

desgaste da ferramenta. Além disso, a camada de TiN apresenta menor coeficiente de atrito, além de conseguir retardar o contato entre peça e cavaco.

Bordinassi (2006) realizou testes com o aço inoxidável super duplex no estado bruto de fundição na operação de desbaste utilizando insertos de metal duro (classes Sandvik GC 2015 e 2025, equivalentes a M15 e M25, respectivamente, com revestimento TiCN + Al₂O₃ + TiN e classe Sandvik GC 2035, equivalente a M30, com revestimento PVD TiAlN). O autor observou que a classe GC 2015 obteve o melhor desempenho sem utilização de fluido de corte, porém não suportou longos comprimentos de usinagem devido ao choque térmico (o corte do material bruto de fundição assemelha-se a um corte interrompido). O autor comenta ainda que o fluido de corte combinado com as irregularidades do material em bruto pode ter aumentado a incidência de choques térmicos na ferramenta e como a classe GC 2015 é a menos tenaz, ocorreu o lascamento da aresta. A classe GC 2025 obteve o melhor desempenho no corte a seco com possibilidade de usinar comprimentos maiores que a classe GC2015. Já a classe 2035 apresentou desempenho superior que os demais insertos na presença de fluido de corte e para comprimentos de usinagem mais longos. O autor destaca que quando o comprimento usinado for pequeno, a temperatura do inserto não irá atingir altos valores, portanto, a preferência nesta condição é pelo inserto classe GC 2015 sem lubri-refrigeração.

Moreira (2016) realizou testes de serramento do aço inoxidável supermartensítico utilizando insertos de metal duro (classe ISO M30 com revestimento PVD de TiN + (Ti, Al)N; insertos ISO M30 com revestimento MT-CVD de Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN e insertos ISO M30 sem revestimento). Os resultados mostraram que o inserto com revestimento MT-CVD de Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN apresentou os melhores resultados em relação à rugosidade da parede serrada, ao desgaste da ferramenta. O autor explica que o comportamento da rugosidade pode estar relacionado à afinidade química existente entre a aresta de corte dos insertos sem revestimento e os insertos revestidos por PVD. Uma explicação possível para o menor desgaste do inserto revestido por Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN é que o inserto foi jateado após o processo de deposição, expondo a camada de Al₂O₃. Esta camada, segundo Klocke (2011), possui excelente efeito de barreira térmica, boa resistência ao desgaste por adesão e difusão em comparação aos outros revestimentos, atenuando assim, os mecanismos de desgaste.

2.7 Vida e desgaste de ferramenta

Ferraresi (1970) afirma que a vida da ferramenta pode ser expressa pelo tempo em que esta consegue realizar o corte de forma efetiva sem que alcance os critérios de fim de vida. Os critérios estabelecidos para o fim de vida são definidos pela ISO 3685 (1993), logo a vida da ferramenta pode ser expressa de diversas maneiras, tais como o de números de peças produzidas, percurso de avanço (mm), percurso efetivo de corte (m), velocidade de corte para determinado tempo de vida, volume de material removido, entre outros. Machado *et al.* (2015) e Diniz *et al.* (2013) apontam que os gráficos de curvas de vida de uma ferramenta podem oferecer informações fundamentais para o estudo das condições econômicas de corte.

De acordo com a norma ISO 3685 (1993), o desgaste é a mudança de sua forma original durante o corte, resultante da perda gradual ou microscópica do material da ferramenta de corte. Avaria é o fenômeno que surge de forma repentina e inesperada, causada pela quebra, lascamento ou trica da aresta de corte.

O lascamento depende da tenacidade da ferramenta, fenômeno que inicia-se por microtrincas que vão promover aberturas de algumas fendas no corpo da ferramenta sem que ela apresente uma perda imediata de material, dependendo do estado da trinca (superficial ou profunda) ocorrer o lascamento e se a trinca for profunda a quebra da ferramenta será iminente.

A norma ISO 3685 (1993) indica os parâmetros mais utilizados para quantificar as formas de desgastes das ferramentas. Os principais são:

- KT: profundidade da cratera;
- KM: distância até o centro da cratera;
- KB: largura da cratera;
- VB_B: desgaste de flanco médio;
- VB_{Bmax}: desgaste de flanco máximo;
- VB_N: desgaste de entalhe;
- VB_C: desgaste de flanco.

Na Figura 2.23 são apresentados os parâmetros mais comuns determinados pela norma ISO 3685 (1993) para identificar e quantificar o desgaste. As formas mais frequentes de desgaste são a de cratera e a de flanco. A norma ISO 3685 (1993) detalha a zona de desgaste

em quatro regiões: a região C situa-se no raio de ponta da ferramenta, região de medição do desgaste VB_C ; a região B é a parte onde se realiza as medições dos desgastes de flanco médio e máximo VB_B e VB_{Bmax} , respectivamente. Esta região inicia-se após o término região de medição de VB_C . Ao fim da região onde se mede VB_{Bmax} , inicia-se a região A (corresponde a $\frac{1}{4}$ da largura de corte b) e então a região N, onde é medido o desgaste de entalhe (VB_N). No plano de corte da ferramenta (P_s) é possível medir a profundidade e largura da cratera (KT e KB , respectivamente) e a distância até o centro da cratera (KM). De uma forma geral, o desgaste da ferramenta de corte é medido por microscópio com resolução igual ou inferior a 0,01 mm.

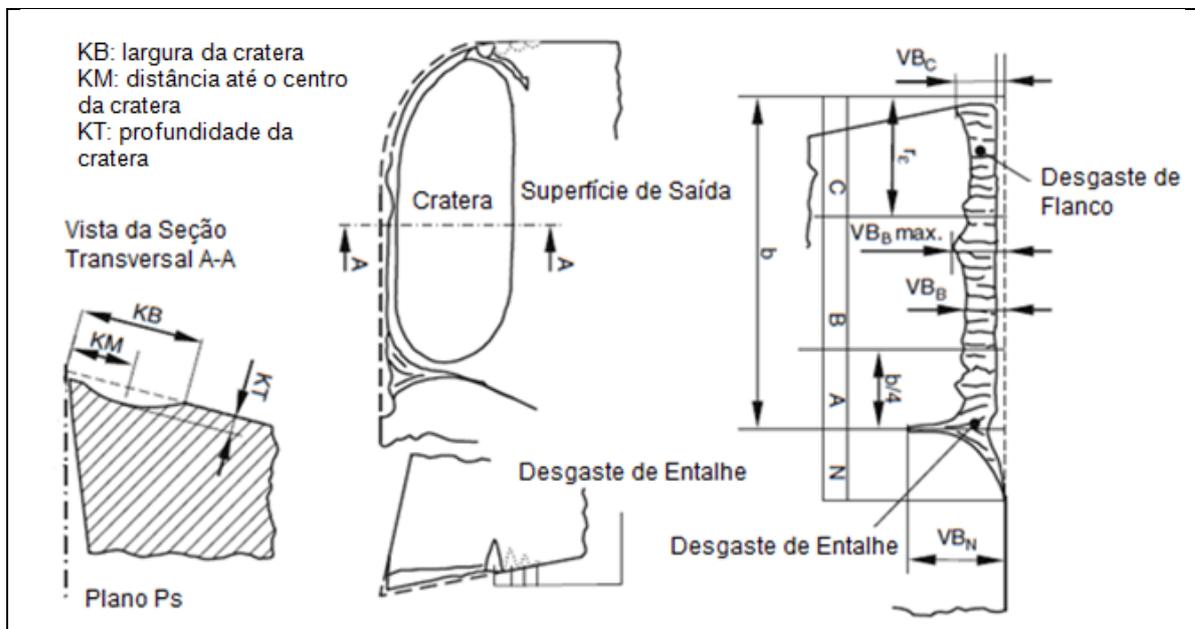


Figura 2.23: Parâmetros utilizados para medir os desgastes dos insertos (ISO 3685, 1993).

Santos e Sales (2007) relatam que durante a usinagem, a ferramenta de corte está sujeita a grandes esforços de corte e deformação decorrentes da formação do cavaco e do atrito. Além disso, o calor gerado na zona de deformação do cavaco é um fator de grande relevância para o desgaste da ferramenta e o processo de usinagem está ligado a um complexo sistema físico-químico. Não há dúvida de que para conseguir um tempo efetivo de corte mais longo, faz-se necessária a compreensão dos mecanismos de desgaste envolvidos. O entendimento traz consigo o desenvolvimento tecnológico de materiais com melhores propriedades para ferramentas e novas técnicas que minimizem o aparecimento prematuro de desgaste.

Machado *et al.* (2015) relatam que a distribuição de temperatura durante a operação de usinagem depende principalmente da velocidade de corte, do avanço, da relação entre o tempo ativo e inativo de cada ciclo e dos materiais da ferramenta e peça. As flutuações cíclica

da temperatura na interface leva a modificação de diferentes tensões na região de corte da ferramenta, o que pode provocar a formação de trincas térmicas.

Santos e Sales (2007) comentam que geralmente o desgaste de flanco é o fator principal que determina a vida da ferramenta e é acelerado pelo aumento da velocidade de corte. A sua evolução proporciona um aumento da área de contato entre a superfície de folga da ferramenta e o material da peça, aumentando ainda mais o atrito nesta região e prejudicando o acabamento da peça.

O desgaste de cratera está associado ao aumento da temperatura na interface cavaco-ferramenta. A combinação dos mecanismo de desgaste por difusão e adesão na superfície de escorregamento do cavaco favorece o aparecimento do desgaste de cratera. Apesar de não haver um consenso na literatura sobre o que provoca o desgaste de entalhe, resumidamente pode-se dizer que ocorre de forma mais acentuada na usinagem de ligas resistentes a altas temperaturas e com elevado grau de encruamento (DINIZ *et al.*, 2013).

A deformação plástica é proveniente da combinação de altas tensões de compressão com elevadas temperaturas na superfície de saída da ferramenta. Geralmente aparece quando se trabalha em operações de usinagem com altas velocidade de corte. Na Figura 2.24 são mostrados alguns tipos de avaria e de desgaste em ferramentas de corte, conforme SANDVIK (2011) e NAVES *et al.*, (2013).

Trent e Wright (2000) definem os principais mecanismos de desgaste na Figura 2.25. O desgaste abrasivo ocorre quando o material é removido por partículas duras presentes entre duas superfícies em movimento relativo. Hutchings (1992) comenta que quando as partículas estão livres, a abrasão é considerada como de três corpos, podendo rolar livremente ou escorregar entre as duas superfícies. Já no caso da partícula emergir da superfície de uma das superfícies, a abrasão é denominada de dois corpos. No caso da usinagem, a abrasão de dois corpos é causada por partículas abrasivas pertencentes ao material da peça ou cavaco (óxidos, carbonetos, nitretos e carbonitretos). Já para o caso da abrasão de três corpos, as partículas abrasivas podem pertencer a ambos (peça e cavaco) e ao se desprenderem são carregadas pelo fluxo do material (MACHADO *et al.*, 2015).

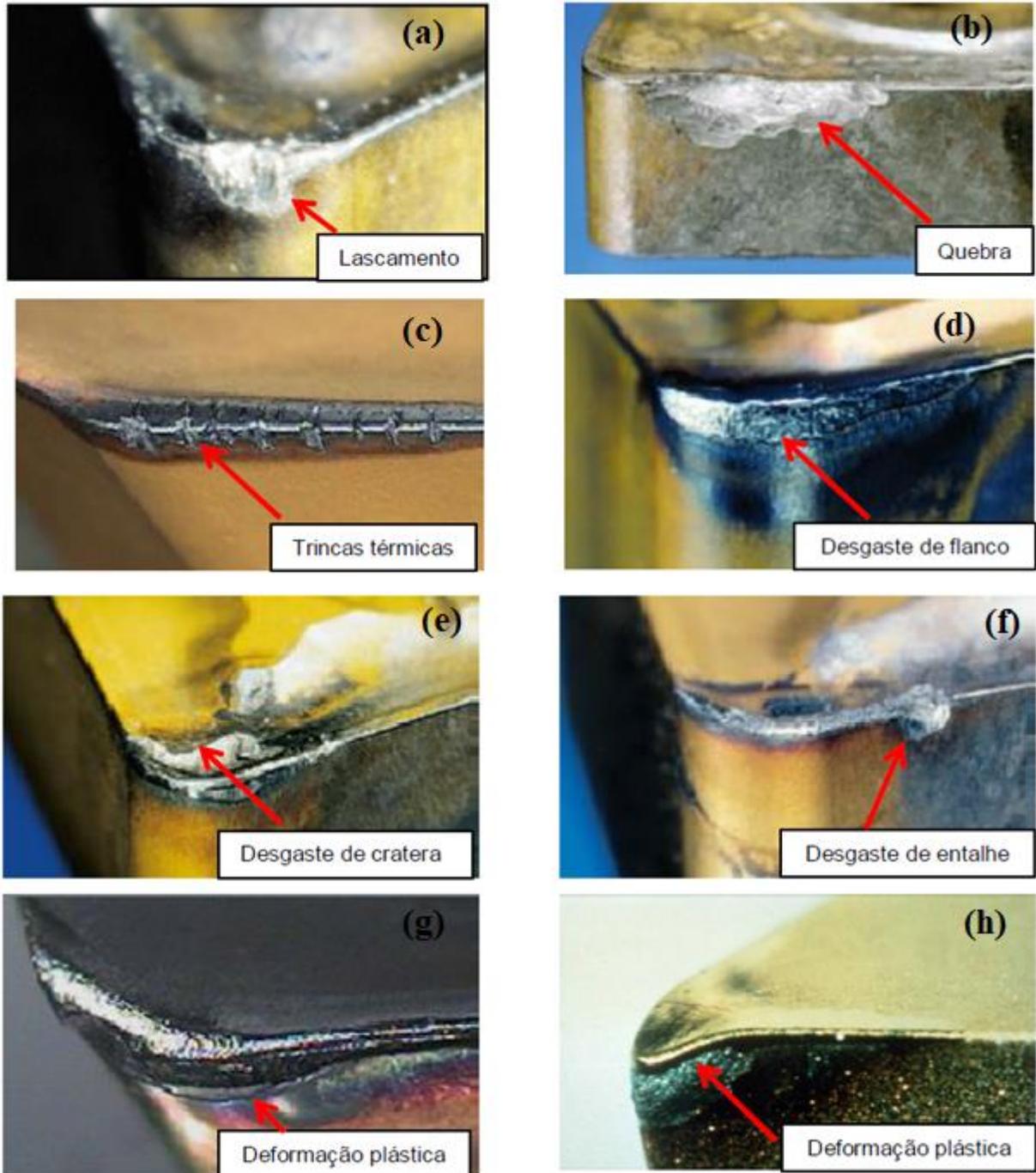


Figura 2.24: Tipos de avaria e desgaste presentes em ferramentas de cortes (adaptado de SANDVIK, 2011 e NAVES *et al.* 2013): (a) lascamento, (b) quebra, (c) trincas térmicas, (d) desgaste de flanco, (e) desgaste de cratera, (f) desgaste de entalhe, (g) deformação plástica e (h) deformação plástica.

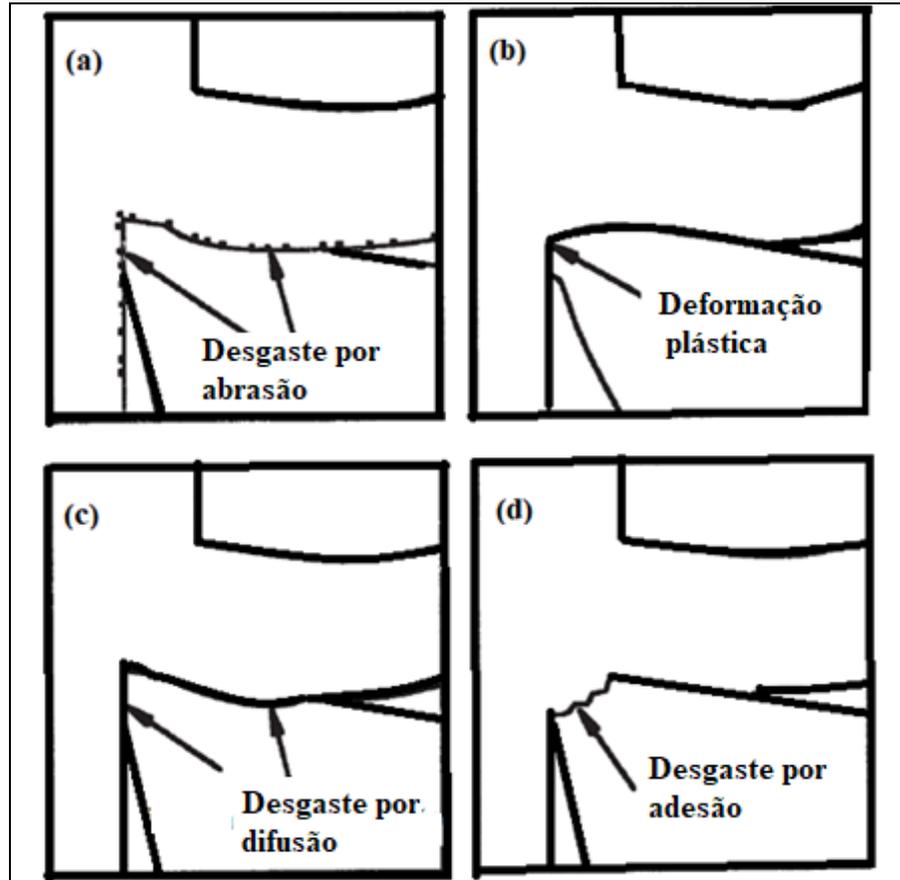


Figura 2.25: Principais mecanismos de desgaste na ferramenta de corte (adaptado de TRENT E WRIGHT, 2000): (a) desgaste por abrasão, (b) deformação plástica, (c) desgaste por difusão e (d) desgaste por adesão.

Trent e Wright (2000) classificam a deformação plástica como mecanismo de desgaste. A deformação plástica ocorre em função das combinações de altas tensões compressivas e das altas temperaturas próximas à interface da ferramenta, levando a ferramenta de corte a uma falha catastrófica. As tensões de compressão são máximas na extremidade da aresta de corte, região que tem a menor resistência. Dependendo da tensão exercida pelo corte, quanto mais resistente for o material da peça e menos resistente for o material da ferramenta, maior é probabilidade de ocorrer a deformação plástica.

O desgaste por difusão refere-se a transferência de átomos de um material para outro. No processo de usinagem, as velocidades relativas entre ferramenta e peça ou ferramenta e cavaco são altíssimas e como o tempo de contato é curto, a ocorrência de desgaste por difusão seria desprezível, porém, na interface cavaco/ferramenta existe a zona de aderência, região que reduz a velocidade do cavaco a próximo de zero. Desta forma, haverá tempo suficiente para difusão, pois esta é fortemente dependente da temperatura, do tempo e da solubilidade dos elementos envolvidos na zona de fluxo (TRENT E WRIGHT, 2000 e MACHADO *et al.*, 2015).

Santos e Sales (2007) relatam que o desgaste por adesão ocorre em baixa velocidade de corte, situação em que o fluxo de material sobre a superfície é irregular. Neste momento é provável que ocorra a aresta postiça de corte, favorecendo ainda mais este mecanismo de desgaste. Sob tais condições, os fragmentos microscópios são arrancados da superfície da ferramenta e arrastados junto com o fluxo de material, este fenômeno ocorre na zona de escorregamento ferramenta/cavaco.

No torneamento de um aço inoxidável austenítico (Cr12Mn5Ni4Mo3Al) endurecido por precipitação, Jianxin *et al.* (2011) observaram a ocorrência de diferentes mecanismos de desgaste, tais como desgaste abrasivo, desgaste adesivo e desgaste por difusão, sendo os dois últimos mais evidentes. Os autores identificaram a difusão de elementos da peça na ferramenta e vice-versa em temperatura de até 600°C . Naves *et al.* (2013) destacam que no torneamento do aço inoxidável austenítico ABNT 316UF tem-se a presença de material da peça aderido às superfícies de saída e de folga, reforçando a ocorrência do mecanismo de adesão.

Silva (2007) usinou o aço inoxidável austenítico ABNT 304 utilizando insertos de metal duro revestido com TiN e observou que o mecanismo de desgaste predominante foi abrasão. Além disso, notou-se o aparecimento de entalhe com o aumento da velocidade de corte.

Jesus (2013) estudou os mecanismos de desgaste no torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32760 usando ferramentas de corte com revestimentos MT-CVD Ti(C,N) + Al_2O_3 + TiN e diferentes ângulos de posição principal. O autor observou que maiores valores do ângulo de posição proporcionaram temperaturas mais elevadas, o que pode ter levado à deformação plástica da cunha. A explicação do aumento do ângulo de posição principal contribuir para maiores deformações plásticas da cunha pode estar relacionada ao maior comprimento de contato da aresta de corte da ferramenta com a peça.

A usinabilidade dos aços inoxidáveis varia conforme sua estrutura cristalina, tratamento térmico e elementos de liga presentes (KUMAR *et al.*, 2005 e TRENT e WRIGHT, 2000). De uma forma geral, a estrutura cristalina que apresentar mais planos preferenciais de deslizamento poderá favorecer as deformações do material gerando menores forças de usinagem. Já o tratamento térmico pode influenciar as propriedades mecânicas (dureza e tenacidade do material da peça): quanto mais elevadas, maior será o desgaste da ferramenta e as forças de usinagem. No trabalho apresentado por Moreira (2016), a baixa concentração de carbono influenciou a tendência de formação de rebarbas e a possibilidade de formação de aresta postiça de corte, fenômeno também identificado por Klocke (2011). Concentrações

elevadas de cromo podem promover o desgaste por abrasão (SHAW, 2005). Por fim, a presença de titânio contribui para o aumento do desgaste por abrasão e formação de APC (MACHADO *et al.*, 2011).

SHAO *et al.* (2007) estudaram os mecanismos de desgaste atuantes na operação de fresamento de um aço inoxidável com 3% Co e 12% Cr com ferramentas de metal duro das classes ISO M20-M40 e M30-M40 (revestida com multicamadas TiCN/TiN). Os autores notaram que existem três estágios de desgaste para ambos insertos estudados: desgaste inicial, desgaste uniforme e desgaste acelerado. Os insertos apresentaram desgaste abrasivo, principalmente devido a presença de partículas duras, tais como SiO₂, SiC, WC e MnO₂. A presença do desgaste por aderência na fase de desgaste inicial foi notada para os dois insertos, porém minimizada pelo revestimento. A difusão aconteceu no estágio final de desgaste e se desenvolveu devido o fato de Co, Fe, Ni e Cr terem forte difusividade e afinidade mútuas.

Liew (2010) avaliou o fresamento sob baixa velocidade de corte do aço inoxidável martensítico AISI 420 utilizando insertos de metal duro com revestimento TiAlN + AlCrN nano-multicamadas e TiAlN monocamada. Durante a usinagem observaram-se três fases distintas (I, II e III) de desgaste do inserto: desgaste inicial por delaminação, atrito e abrasão (I), seguido de trincas no substrato (II e III). A formação de trincas aumentou progressivamente, ocasionando a fratura da superfície. O inserto revestido com TiAlN + AlCrN exibiu maior resistência contra delaminação e desgaste abrasivo do que o inserto revestido de TiAlN. A explicação pode estar relacionada ao fato de o revestimento TiAlN + AlCrN possuir resistência à abrasão e dureza mais elevadas do que o TiAlN e à possibilidade de formação de Cr₂O₃ durante o processo, o que aumentaria ainda mais a resistência à abrasão.

Okada *et al.* (2007) destacam que no fresamento de aço carbono endurecido sob $v_c = 70$ m/min, o inserto revestido com TiAlN + AlCrN multicamada apresentou maior resistência ao desgaste do que insertos revestidos com TiN, TiCN e TiAlN. A alta resistência do revestimento TiAlN + AlCrN ao desgaste é devida à sua alta dureza e resistência à oxidação.

2.8 Forças no torneamento

Machado *et al.* (2015) afirmam que o conhecimento acerca das forças que atuam sobre a cunha de corte tem grande relevância sobre o processo, influenciando a potência requerida na execução da operação, além de manter relação com o desgaste da ferramenta e influenciar sua viabilidade econômica. Na Figura 2.26 é ilustrada a decomposição da força de

usinagem (F_u) no torneamento, de forma que todas as três componentes (F_c , força de corte; F_f , força de avanço e F_p , força passiva) possam ser determinadas prontamente com o auxílio de um dinamômetro, pois suas direções são claramente conhecidas. A força ativa F_t é a projeção da força de usinagem sobre o plano de trabalho.

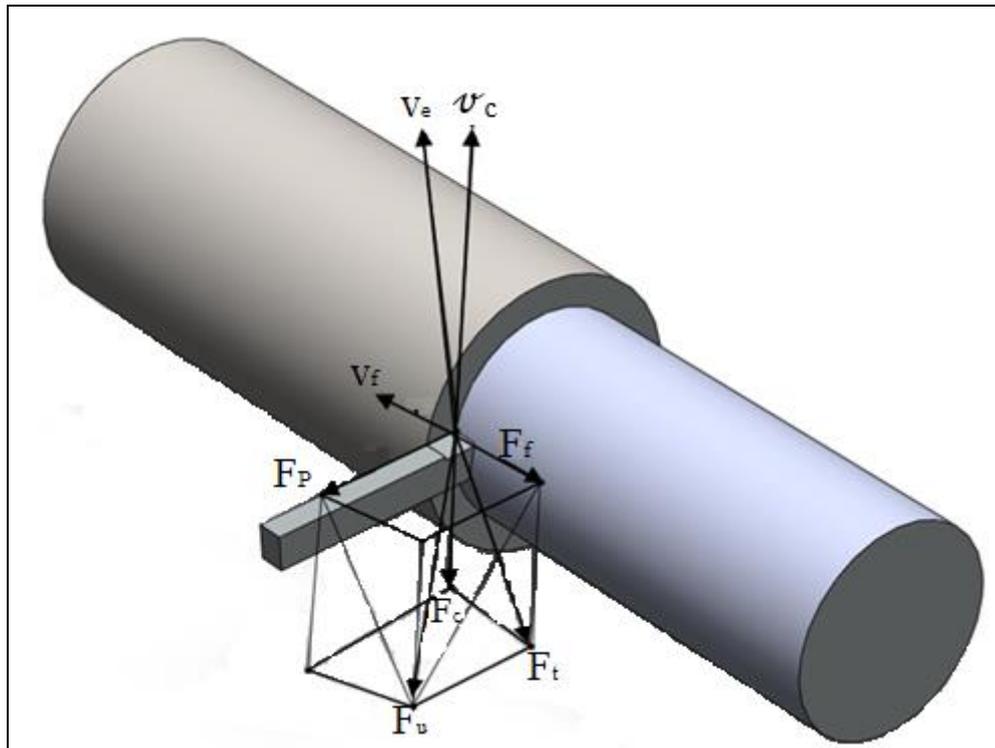


Figura 2.26:Componentes da força de torneamento (adaptado de FERRARESI, 1970).

Machado *et al.* (2015) apontam que para melhor entender como as forças de usinagem atuam na cunha cortante, o corte ortogonal deve ser considerado (Figura 2.27).

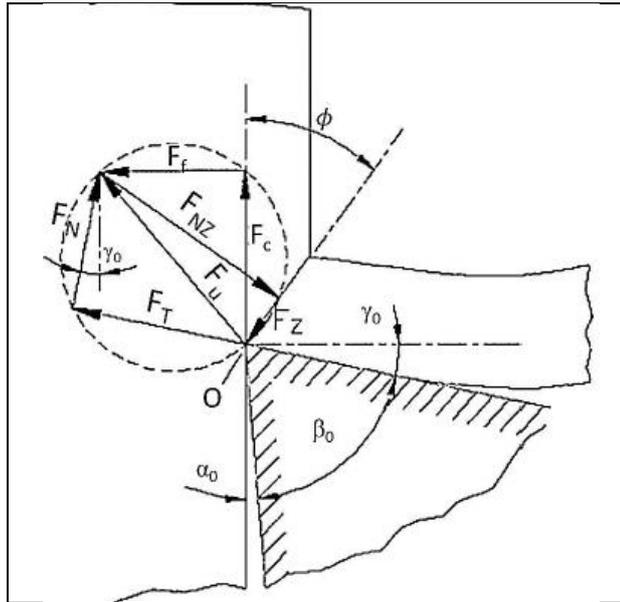


Figura 2.27: Representação das forças que agem na cunha cortante (adaptado de MACHADO *et al.*, 2015).

Identificam-se na Figura 2.27 dois grandes grupos de forças:

- Forças provenientes da ação da ferramenta sobre a superfície inferior da cunha do cavaco (F_N e F_T), cuja resultante é F_U ;
- Forças provenientes da ação da peça sobre o plano de cisalhamento primário (F_{NZ} e F_Z), cuja resultante é F_U' .

Mediante o exposto, a resultante F_U pode ser decomposta em duas componentes ortogonais: F_T , força de atrito, responsável pela energia consumida no plano de cisalhamento secundário e F_N , força normal. Analogamente, a resultante F_U' pode ser decomposta em F_Z , força de cisalhamento no plano de cisalhamento primário (responsável pela energia consumida para cisalhar o material naquele plano) e em F_{NZ} , a força que exerce esforço de compressão no plano de cisalhamento primário. A resultante F_U pode ainda ser decomposta em F_c , a força de corte atuante na direção de corte, responsável pelo trabalho total realizado no corte, e em F_f , força de avanço, na direção de avanço. A determinação das forças de usinagem F_c e F_f por meio de dinamômetros facilita a identificação de todas as outras componentes que podem ser determinadas em função de ângulo de saída da ferramenta γ_0 e do ângulo de cisalhamento (ϕ).

Para o estudo proposto, serão destacadas as principais componentes da força de usinagem atuante no plano de cisalhamento primário: força de cisalhamento (F_Z) e a força normal ao plano de cisalhamento (F_{NZ}), vide Equações 2.6 e 2.7, respectivamente.

$$F_Z = F_c \cos \phi - F_f \sin \phi \quad 2.6$$

$$F_{NZ} = F_c \sin \phi - F_f \cos \phi \quad 2.7$$

Trent e Wright (2000) relatam que as componentes da força de usinagem dependem das áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário e da resistência do cisalhamento do material da peça. Desta forma, os parâmetros de usinagem podem influenciar as forças do processo da seguinte forma (DIN 6584, 1982; TRENT e WRIGHT, 2000; DINIZ *et al.*, 2013; BARBOSA, 2014 e MACHADO *et al.*, 2015):

- Velocidade de corte: o aumento desta variável tende a diminuir a força de corte devido ao fato de maior velocidade implicar em mais calor gerado na zona de corte, reduzindo a resistência ao cisalhamento do material nas zonas de cisalhamento.
- Avanço e profundidade de corte: à medida que estes fatores aumentam, a área do plano de cisalhamento aumenta de forma proporcional e, conseqüentemente, a força de usinagem.
- Material da peça: quanto maior a resistência ao cisalhamento do material no plano de cisalhamento, maior o valor da força de usinagem.
- Material da ferramenta: de forma geral, depende da afinidade química do par ferramenta/peça. A tendência à aderência do material da peça com a ferramenta favorece o aumento da força de usinagem. Por outro lado, a redução do coeficiente de atrito por meio da aplicação de revestimento reduz a força de usinagem.
- Geometria da ferramenta: uma redução do ângulo de saída da ferramenta tende a aumentar a área de contato cavaco-ferramenta, aumentando a restrição ao escorregamento do cavaco sobre a superfície e elevando a força de usinagem.

A partir da força de usinagem é possível explorar as tensões envolvidas no corte ortogonal por meio das forças de cisalhamento e normal. As tensões de cisalhamento desenvolvidas no plano de cisalhamento primário podem ser determinadas por meio das Equações 2.8 a 2.9 (TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005).

$$\sigma = \frac{F_{NZ}}{A_S} \quad 2.8$$

$$\tau = \frac{F_z}{A_s} \quad 2.9$$

$$A_s = \frac{A}{\sin \phi} = \frac{b \cdot h}{\sin \phi} \quad 2.10$$

Onde σ é a tensão normal e τ é a tensão de cisalhamento atuantes no plano de cisalhamento primário, A_s é a área do plano de cisalhamento primário. A representa a área transversal de corte, b a largura de corte e h a espessura do corte.

Jesus (2013) apresentou resultados referentes às forças usinagem no torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32760 usando ferramenta de metal duro com revestimentos MT-CVD de Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN com diferentes valores de ângulo de posição principal (χ_r). Os valores mais altos de χ_r contribuíram para o decréscimo da força de corte (explicado pela redução da área de contato na superfície de saída) e aumento de F_f (explicado pela aumento da espessura de corte). Já para valores χ_r menores, ocorre um aumento da força passiva, pois há maior contato entre a aresta de corte principal e o material da peça.

Naves *et al.* (2013) observaram que durante a usinagem do aço inoxidável austenítico ABNT 316UF os menores valores das forças de corte alternaram entre a condição a seco e com fluido de corte sob alta pressão. Os autores comentam que na condição a seco, a força de corte apresentou valores menores devido ao aumento da temperatura e redução da dureza do material. Para o corte com fluido de corte sob alta pressão, o autor detalha que ocorreu uma ligeira diferença na força de corte devido às diferentes concentrações do fluido (5% e 10%) com menor valor da força de usinagem registrado para a concentração de 10%. A capacidade lubrificante do fluido de corte aumenta com a concentração de óleo, o que é fundamental nos processos de usinagem por favorecer a redução das forças de atrito, contribuindo para redução da força de corte. Além disso, não foi possível identificar qual pressão (entre 10 MPa, 15 MPa e 20 MPa) foi a mais eficiente na redução da força de corte e que trabalhos futuros serão necessários para melhor entender a influência do fluido de corte sob alta pressão sobre esta componente da força de usinagem. Entretanto, Rahman *et al.* (2000) compararam a aplicação do fluido de corte sob baixa e alta pressão e explicaram que a alta pressão reduz a força de usinagem devido à pressão do jato do fluido sobre o cavaco, que causa a redução da área de contato cavaco-ferramenta e da força de atrito.

Durante o torneamento do aço inoxidável super duplex, Bordinassi (2006) relatou que os parâmetros mais influentes sobre as forças de usinagem foram o avanço e a profundidade

de corte. A força de corte apresentou maiores valores e está diretamente ligada à área da seção de corte. Delijaicov (2004) comenta que para o torneamento de materiais endurecidos esta relação não é mais válida e a força passiva atinge os maiores valores devido aos elevados valores de raio de ponta da ferramenta empregados nesta situação.

Bordinassi (2006) comparou insertos de metal duro da classe Sandvik GC1025 (equivalente a ISO M25), com cobertura PVD TiAlN e GC 2015 (equivalente a ISO M15) com cobertura CVD TiCN + Al₂O₃ + TiN e observou que o primeiro promoveu os menores valores de força de corte. A explicação está ligada ao coeficiente de atrito dos revestimentos. Já o aumento da velocidade de corte resultou em forças mais baixas no corte a seco. A justificativa está relacionada à diminuição da pressão específica de corte, que tende a cair levemente com o crescimento da velocidade de corte devido à diminuição da dureza do material da peça (SELVARAJ *et al.*, 2014). Resultados similares foram encontrados por Moreira (2016) no serramento do aço inoxidável supermartensítico com insertos de metal duro sem revestimento e com revestimento. Moreira (2016) observou que os valores da força de corte para o insertos sem revestimento e com revestimento (Ti, Al)N + TiN foram mais altos comparados ao inserto revestido com Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN. A explicação para este fenômeno se deve ao fato de que durante os testes observou-se maior quantidade de material aderido à aresta de corte dos insertos revestidos com (Ti, Al)N + TiN e sem revestimento, o que alteraria a geometria da aresta de corte e interferiria no valor da força de corte. Observou-se que este fenômeno foi menos intenso com insertos revestidos com Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN. O aumento do avanço contribuiu para o aumento da força de corte por promover o aumento da quantidade de material a ser removido pela ferramenta.

2.9 Integridade superficial

Morelo (2014) e Machado *et al.* (2015) apontam que a integridade superficial de um material está relacionada à topologia e às propriedades físicas, químicas, mecânicas e metalúrgicas da superfície (Figura 2.28). Certamente, a integridade superficial de um componente é um fator importante a ser considerado no processo de usinagem devido à condição da superfície influenciar o desempenho do componente, por exemplo, na resistência à fadiga e à corrosão. O acabamento da superfície usinada é influenciado pelo processo de fabricação, ou seja, depende dos fatores de entrada do sistema de usinagem: processo, operação de corte, parâmetros de corte, ferramenta de corte, suporte, método de refrigeração, tipo de

fluido de corte, etc. As alterações superficiais (mecânicas, metalúrgicas e químicas) podem comprometer a qualidade da peça. Neste trabalho serão discutidos apenas o acabamento superficial (rugosidade) e a tensão residual.

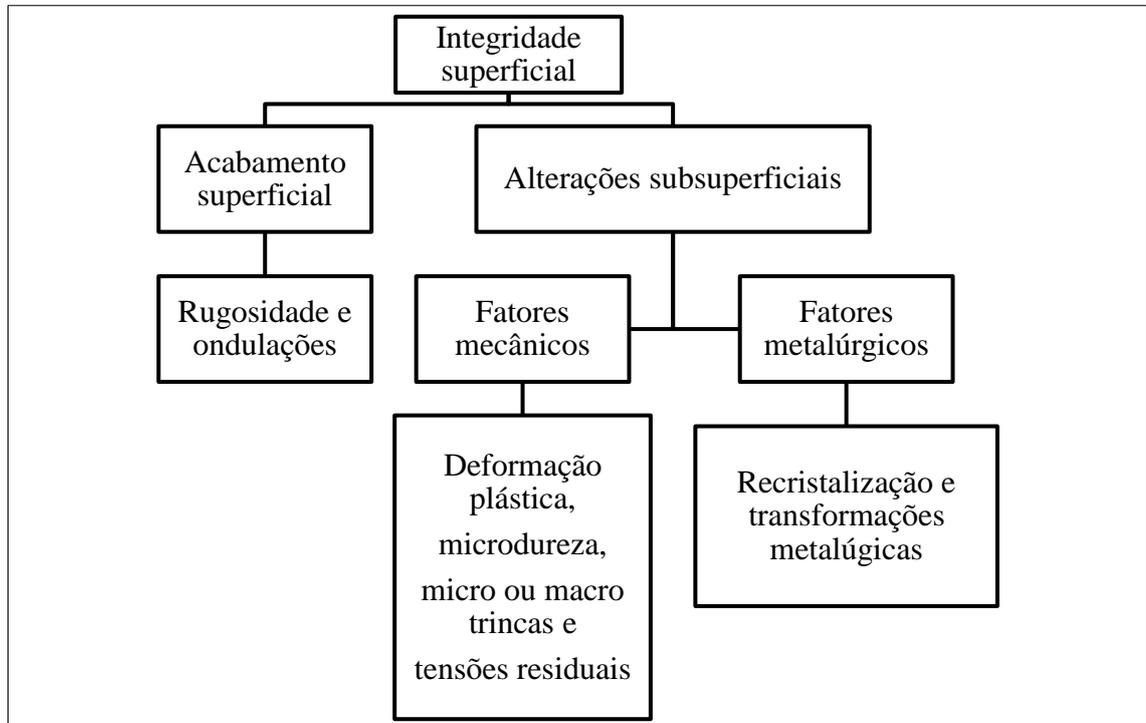


Figura 2.28: Classificação da integridade superficial (adaptado de MACHADO *et al.*, 2015).

2.9.1 Rugosidade

De acordo com a norma ABNT NBR 4287 (2002), a rugosidade de uma superfície é composta de irregularidades finas ou de erros micrométricos derivados do processo de corte, como por exemplo, marcas de avanço, aresta postiça de corte, desgaste da ferramenta, etc. Geralmente a rugosidade é utilizada como parâmetro de saída para controlar um processo de usinagem, ao passo que ondulações e falhas devem ser evitadas na fabricação de componentes, pois representam erros de fabricação. A rugosidade desempenha um papel importante no comportamento dos componentes mecânicos, podendo influenciar a qualidade de deslizamento, a resistência ao desgaste, a possibilidade de ajuste forçado, a resistência oferecida pela superfície ao escoamento de fluidos e lubrificantes, a qualidade de aderência que a estrutura oferece às camadas protetoras, resistência à corrosão e à fadiga, na vedação e, finalmente, na aparência (KALPAKJIAN e SCHMID, 2001).

O perfil de uma superfície apresenta características complexas que são uma combinação de erros de forma, rugosidade e ondulações. A norma DIN 4760 (1982) apresenta uma definição acerca destas combinações e define seis ordens ou desvios estruturais da superfície que estão representados na Figura 2.29. A textura pode ser definida como a caracterização geométrica da superfície. Porém, é preciso esclarecer que existem vários níveis de desvios geométricos na superfície de uma peça, sendo que a textura não abrange a todos, limitando-se aos desvios de segunda a quinta ordem, ou seja, ondulação e rugosidade (CALIL, 2001).

Na norma DIN 4761 (1978) são descritos os vários tipos de textura possíveis, determina padrões e define termos para a descrição qualitativa da textura com objetivo de agrupá-las e classificá-las com base na forma de suas marcas, preocupando-se ainda em trazer símbolos para a caracterização destas superfícies.

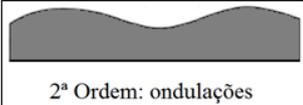
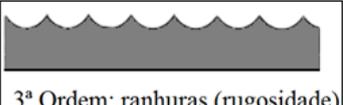
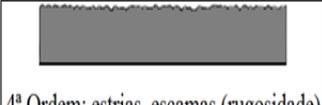
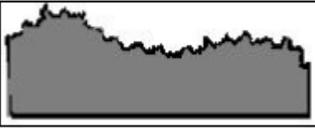
DESVIO DE FORMA Representação em um perfil	Exemplo de tipo de desvio	DESVIO DE FORMA Representação em um perfil	Exemplo de tipo de desvio
 1ª Ordem: desvios de forma	FORMA Paralelismo; cilindricidade; etc.	 2ª Ordem: ondulações	ONDULAÇÃO Ranhuradas ou raias
 3ª Ordem: ranhuras (rugosidade)	RUGOSIDADE Ondas	 4ª Ordem: estrias, escamas (rugosidade)	RUGOSIDADE Estrias;escamas; protuberâncias; etc.
5ª Ordem: desvios de forma Não mais representável graficamente em forma simples	RUGOSIDADE Microestrutura do material	6ª Ordem: desvios de forma Não mais representável graficamente em forma simples	Reticulado cristalino do material
	Superposição dos desvios de 1ª a 4ª ordem		

Figura 2.29: Desvios estruturais conforme a norma DIN 4760 (1982).

Jesus (2013) avaliou o desvio médio aritmético após o torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32760 usando insertos de metal duro com revestimentos MT-CVD Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN com diferentes ângulos de posição principal χ_r . Os resultados mostraram que o avanço e o ângulo de posição principal apresentaram influência sobre a rugosidade. O avanço possui grande contribuição para maiores valores de rugosidade já que favorece o aumento da distância entre picos. À medida que se aumenta o ângulo de posição,

considerando o mesmo avanço, aumenta-se a espessura e diminui-se a largura do cavaco, portanto, a quebra do cavaco é facilitada e a rugosidade tende a diminuir.

Bordinassi (2006) relata que a velocidade de corte e o avanço influenciaram os valores das rugosidades na operação de acabamento do aço super duplex. O autor observou que o aumento da velocidade de corte favoreceu a diminuição da formação de aresta postiça de corte, que neste material pode ocorrer sob valores mais elevados do que nos aços convencionais. O aumento da velocidade de corte promove a diminuição da área de contato entre a ferramenta e o cavaco, diminuindo as forças de corte e deformações. Por outro lado, a usinagem a seco e a diminuição da velocidade de corte aumentam a rugosidade superficial.

Trent e Wright (2000) afirmam que uma das principais funções dos fluidos de corte é reduzir a rugosidade superficial, sendo mais efetivos sob baixas velocidades de corte e baixos avanços e na presença de APC. De acordo com Bordinassi (2006), a presença do fluido tende a diminuir a adesão entre as camadas de material que formam a APC, reduzindo o tamanho dos fragmentos cisalhados que permanecem na superfície da ferramenta de corte. Esta diminuição é causada pela ação do vapor do fluido de corte no caminho da fratura do material, no qual forma uma nova superfície e reduz a adesão.

Sobiya e Sigalas (2016) avaliaram o acabamento superficial (rugosidade) quando utilizaram insertos de nitreto cúbico de boro (PcBN) durante a usinagem de componentes de aço inoxidável martensítico (AISI 420 B). O ensaio foi realizado em condições de desbaste e acabamento (operações de torneamento e mandrilamento). Os resultados mostraram que a rugosidade encontrada corresponde a N6 e N5 (ISO 1302, 2002), que são aplicáveis para superfícies de mancais produzidas por retificação. A operação de torneamento com PcBN pode ser usada para substituir torneamento seguido da retificação. Abrão *et al.* (2011) encontraram resultados semelhantes aos obtidos por Sobiya e Sigalas (2016). Por fim, Sobiya e Sigalas (2016) reforçam que tolerâncias apertadas são o resultado da combinação de alta rigidez e precisão da máquina, associadas às propriedades da ferramenta de PcBN (alta resistência à abrasão e ao choque térmico).

Liew e Ding (2008) investigaram o desempenho de insertos de metal duro sem e com revestimento de AlTiN durante o fresamento do aço inoxidável martensítico AISI 420. Notou-se que a alta resistência à fratura exibida pelo inserto revestido pode ter contribuído na prevenção da formação de trincas. Os resultados experimentais também mostraram que o revestimento aumentou a resistência ao desgaste abrasivo do inserto. Os autores variaram a dureza da superfície da peça (35, 40 e 55 HRC) e notaram que na usinagem de peças com

dureza de 55 HRC, o acabamento foi melhor que nas superfícies com 35 e 40 HRC. O pior acabamento para as durezas de 35 e 40 HRC pode ser atribuído ao alto grau de aderência do cavaco à ferramenta de corte, contribuindo desta forma para a formação da APC.

Oliveira (2017) avaliou a rugosidade no torneamento do aço inoxidável supermatensítico (Super Cromo 13%) utilizando condições distintas de lubri-refrigeração (alta pressão, baixa pressão, corte a seco e com ar comprimido) e com duas direções de aplicação da lubri-refrigeração (na superfície de saída e na superfície de folga). Os insertos utilizados nos testes foram de metal duro das classes ISO P 25-45 e M 30-45 conforme fornecidos e com sulcos confeccionados na superfície de saída. A rugosidade após o corte a seco (ferramenta convencional e com sulco) mostrou-se inaceitável, produzindo os piores acabamentos. A aplicação de fluido de corte sob alta pressão na superfície de saída gerou melhor qualidade superficial comparada ao corte a seco e com aplicação de ar comprimido. A aplicação de ar comprimido na superfície de saída propiciou o pior acabamento. Identificou-se que a combinação da aplicação de ar comprimido na superfície de folga simultaneamente ao fluido de corte sob alta pressão na direção da superfície de saída propiciou o melhor resultado.

2.9.2 Tensão residual

A tensão residual em um componente usinado é um fator de primordial influência sobre sua integridade superficial. A tensão residual consiste em uma tensão que existe em um corpo elástico depois de removidas as cargas externas e pode ser de origem mecânica ou térmica. Shaw (2005) descreve a origem da tensão mecânica na superfície de um material dúctil durante a usinagem conforme mostrado na Figura 2.30: os elementos $m n$ e $m_1 n_1$ de um material dúctil no nível da superfície a ser usinada estão sujeitos à tensão compressiva antes de alcançar a aresta de corte. A grande quantidade de energia de deformação armazenada no elemento $m' n'$ é liberada assim que a ponta da ferramenta passar por esta superfície. Caso esta energia de deformação seja suficientemente alta (por exemplo, devido a grande espessura de corte e aresta desgastada) e velocidade de corte seja alta, a expansão de $m' n'$ com a passagem da aresta de corte pode exceder a tensão de escoamento, resultando em tensão residual de tração. A tensão de tração dos elementos $m'_1 n'_1$ e $m' n'$ diminui como aumento da profundidade abaixo da superfície usinada, porém, este comportamento é mais pronunciado quando utiliza-se ferramenta desgastada ou com pequeno ângulo de folga (BORDINASSI, 2006; GRAVALOS, 2008; ROSSINI *et al.*, 2012 e MORELO, 2014).

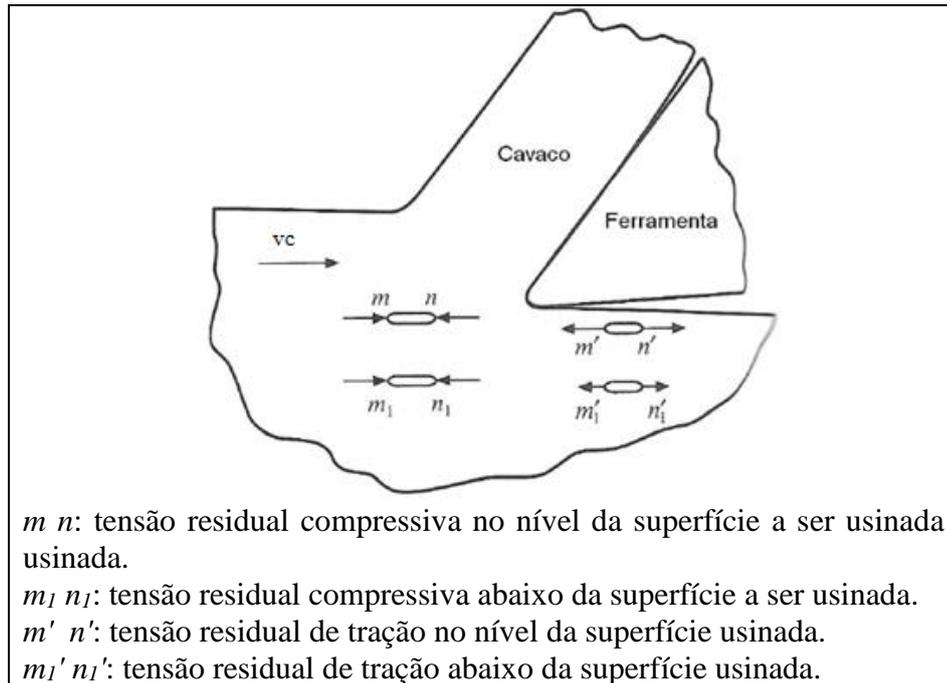


Figura 2.30: Carregamento e descarregamento nas superfícies do metal quando da passagem na ponta da ferramenta (SHAW, 2005).

Chiaverini (1986) e Pereira (2016) discutem o aporte térmico que ocorre na camada superficial da peça em usinagem, provocando a elevação da temperatura e em seguida a dilatação térmica, induzindo tensões residuais. Os autores relatam que as camadas abaixo da superfície não sofrem os mesmos efeitos térmicos da camada superficial, no entanto, as camadas mais internas sofrem deformação plástica forçada pela dilatação da camada superficial. Posteriormente, com o resfriamento do material e estabilização da temperatura, a camada superficial que havia dilatado em função da temperatura passa a contrair, ao passo que a camada inferior, que havia sofrido deformação plástica, oferece resistência a esta contração, promovendo o aparecimento de tensões residuais de tração na camada superficial. Nasr *et al.* (2007) citam que a condutividade térmica é o fator que tem maior influência na espessura da camada que está sujeita a tensões de tração (quanto maior a condutividade térmica do material, maior será a espessura da camada afetada).

Bordinassi (2006) avaliou os efeitos da operação de torneamento sobre a integridade superficial do aço inoxidável super duplex ASTM A890 Gr 6A e observou que a tensão residual induzida pela usinagem foi de tração, sendo a velocidade de corte o fator mais influente. Embora não tenha sido identificada uma correlação entre as respostas obtidas e os parâmetros de cortes utilizados, foi possível identificar o parâmetro de corte ideal para se obter

a integridade superficial recomendada: velocidade de corte mais baixa (110 m/min), avanço mais baixo (0,1 mm/rev) e profundidade de usinagem mais elevada (0,5 mm). As tensões residuais de origem térmica induzidas no aço inoxidável duplex tornam o estudo um pouco mais complicado devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica de cada fase do material (BORDINASSI, 2008).

Rosa (2017) estudou as tensões residuais circunferencial e axial no torneamento a seco do aço inoxidável martensítico AISI 420 em função dos valores de velocidade de corte (50, 60 e 70 m/min), avanço (0,08, 0,1 e 0,2 mm/rot.) e do desgaste de flanco (0, 0,1 e 0,2 mm). Os valores de tensão residual circunferencial e axial apresentaram comportamento similar em relação aos testes com velocidade de corte de 50, 60 e 70 m/min. Para velocidades de corte de 50 e 60 m/min, os valores obtidos foram de tensão residual de compressão. Com o aumento de 60 para 70 m/min, os valores tendem a aumentar, tornando-se de tração. A explicação para este comportamento é que as tensões residuais de tração estão associadas a efeitos térmicos, enquanto que as compressivas a efeitos mecânicos. Os valores de tensão residual circunferencial e axial também tiveram o comportamento similar quanto aos teste com avanço de 0,08, 0,1 e 0,2 mm/rot. A medida que o avanço aumentou de 0,08 para 0,10 mm/rev. tensões compressivas foram convertidas em trativas e mantidos constante com o aumento de 0,10 para 0,12 mm/rev. As tensões residuais circunferencial e axial apresentaram o mesmo comportamento em relação aos desgaste da ferramenta. A ferramenta sem desgaste de flanco apresentou, em geral, tensões de compressão. Rosa (2017) explica que os valores de tensão compressiva podem estar relacionados à deformação causada pela ferramenta ao material durante o cisalhamento do material (formação do cavaco), nesse caso, com a ferramenta ainda afiada. Para a ferramenta com desgaste de flanco de 0,1 e 0,2 mm, observou-se tensão residual de tração. De uma forma geral, o autor destaca que o aumento do desgaste converteu tensões residuais compressivas para trativas, possivelmente devido a uma transição da influência de efeitos mecânicos para efeitos térmicos. As diferentes solicitações térmicas e mecânicas devido ao desgaste gerado na ferramenta de corte podem afetar as tensões residuais: desgaste mais acentuados geram mais atrito (temperatura elevada) na interface ferramenta-peça.

Morelo (2014) avaliou a tensão residual superficial no mandrilamento do aço inoxidável super duplex utilizando velocidade de corte de 70 e 140 m/min, avanços de 0,1 e 0,2 mm/rev, raio de ponta de 0,4 e 0,8 mm, lubri-refrigeração sob média e alta pressão (1,5 e 6,0 MPa) e insertos de metal duro GC2015 (classe ISO M15) revestidos com Ti(C,N) + Al₂O₃ + TiN (CVD). Notou-se que os menores valores de tensão residual superficial ocorreram

quando utilizou-se a combinação da $v_c = 140$ m/min, $f = 0,1$ mm/rev e lubri-refrigeração sob pressão de 1,5 MPa. Identificou-se que para $v_c = 140$ m/min, o valor médio da microdureza superficial foi menor do que para $v_c = 70$ m/min. A hipótese é de que os efeitos térmicos mais intensos devido o aumento da velocidade de corte contribuíram de forma positiva para a redução a resistência ao cisalhamento do material. Além disso, a combinação com o efeito da lubri-refrigeração promoveu a redução do atrito na superfície do cavaco e ferramenta reduzindo os efeitos das deformações plásticas que poderiam promover no aumento do valor médio da microdureza.

Sharman *et al.* (2006) avaliaram o torneamento de Inconel 718 utilizando dois insertos (classe ISO S com revestimento TiCN + Al₂O₃ + TiN e classe ISO H sem revestimento), novos e desgastados. Os autores verificaram que as tensões residuais obtidas com inserto da classe S foram de tração e maiores para o inserto da classe H. Este fato foi atribuído ao revestimento de TiCN + Al₂O₃ + TiN, que atuou como uma barreira térmica impedindo que o calor gerado fosse dissipado através do inserto. Apesar da quantidade de calor gerado ser pequena em relação à quantidade total, foi suficiente para aumentar a temperatura da peça, causando tensão residual de tração mais interna. Outro fato avaliado pelos autores foi que a tensão residual induzida sob $v_c = 120$ m/min com inserto da classe S foi semelhante à induzida pelo inserto classe H com $v_c = 40$ m/min. O aumento de v_c promoveu tensões de tração de menor intensidade devido ao maior fluxo de cavaco, reduzindo o tempo para que o calor gerado na zona de cisalhamento se propagasse para peça, gerando uma diminuição dos efeitos térmicos na peça. Além disso, os carregamentos mecânicos proporcionam tensões residuais mais compressivas.

Noordin *et al.* (2012) estudaram o torneamento do aço inoxidável martensítico AISI 420 utilizando inserto de metal duro revestidos com TiAlN. Os autores não notaram modificações microestruturais na superfície torneada, portanto, as combinações de parâmetros utilizadas não geraram transformações de fase relacionadas a altas temperaturas.

2.10 Fluidos de corte

A função do fluido de corte é inserir de forma eficaz melhorias no processo de usinagem dos metais que podem ser de caráter funcional e/ou econômico. As melhorias de caráter funcional facilitam a usinagem, conferindo ao processo um desempenho melhor. Entre essas melhorias pode-se citar (OLIVEIRA JUNIOR, 2013):

- Redução do coeficiente de atrito entre a ferramenta e o cavaco;
- Expulsão do cavaco da região de corte;
- Refrigeração da ferramenta;
- Refrigeração da peça;
- Melhor acabamento superficial da peça.

Santos e Sales (2007) apontam que existem três grupos de produtos para lubri-refrigeração largamente empregados nas operações de usinagem:

- Óleos de corte integrais;
- Óleos de corte emulsionáveis (ou solúveis);
- Fluidos químicos (ou sintéticos).

Como será utilizado neste trabalho, o fluido de corte sintético será discutidos a seguir. Os fluidos sintéticos são compostos monofásicos a base de substâncias químicas dissolvidas em água com aditivos de lubrificantes, biocidas, inibidores de corrosão e caracterizados por não conter óleo mineral em sua composição, portanto, são substâncias que formam solução com água. Como características, apresentam vida mais longa (são menos vulneráveis a bactérias), formam soluções transparentes que resultam em boa visibilidade durante o corte, oferecem boa proteção anticorrosiva e refrigeração. Os fluidos de corte sintéticos possuem agentes umectantes que melhoram bastante as propriedades refrigerantes da solução.

A seleção do fluido de corte mais adequado para uma determinada operação de usinagem não é uma tarefa fácil. No caso da seleção do fluido de corte para usinagem de aços, existe uma variedade muito grande de composições disponíveis. De uma forma geral, a escolha do fluido de corte depende do material da peça, material da ferramenta de corte e da severidade da operação de usinagem.

O aço inoxidável austenítico e os aços resistentes ao calor tendem a encruar de maneira semelhantes às ligas de níquel e a escolha do fluido de corte dependerá da operação de corte e da tenacidade da liga (Santos e Sales, 2007). A usinagem de ligas de níquel, titânio e cobalto é difícil porque estes materiais tendem a encruar, principalmente as ligas de níquel.

Aditivos são frequentemente usados, entretanto, enxofre livre, pode causar descoloração da peça.

Lima (2013) compara na Tabela 2.10 algumas propriedades de fluidos de corte. Nota-se que o fluido sintético tem propriedades anticorrosiva e térmicas superiores aos outros fluidos apresentados, porém apresenta poder lubrificante inferior.

Tabela 2.10: Comparação das propriedades dos fluidos de corte (adaptado LIMA, 2013).

Propriedade	Óleo integral	Fluido emulsionável	Fluido sintético
Calor específico	Baixo	Alta	Alta
Condutividade térmica	Baixo	Boa	Alta
Poder lubrificante	Bom	Baixo	Baixo
Propriedade anticorrosiva	Boa	Baixo	Alta
Decantação dos cavacos	Baixo	Boa	Boa
Bombeabilidade	Variável	Fácil	Fácil
Perda por arraste	Alto	Baixo	Boa
Aceitação pelo operador	Baixo	Alta	Alta

Existem basicamente três métodos de aplicação do fluido de corte (DINIZ *et al.*, 2013):

- Jato de fluido à baixa pressão (convencional ou abundância);
- Fluido em vazões reduzidas;
- Atomização ou mínima quantidade de fluido (MQF);
- Sistema de alta pressão.

O sistema de baixa pressão (jorro ou abundância) é o mais utilizado e difundido no meio industrial pela sua simplicidade. Entretanto, a necessidade de reduzir o consumo de fluido de corte contribuiu com novas técnicas de aplicação de fluido corte. A técnica de aplicação de fluido de corte sob baixas vazões (de 10 a 200 ml/h) juntamente com um fluxo de ar na forma de atomizado (MQF) e direcionado contra a saída do cavaco (e/ou entre a superfície de folga da ferramenta e a peça) tornou-se um método eficaz (DA SILVA *et al.*, 2004).

Estudos realizados por Wang e Clarens (2012) e Kishawy *et al.* (2005) compararam o corte a seco com o uso de fluidos de corte aplicados pelos métodos MQF e convencional. O fluido de corte aplicado por MQF apresentou melhores resultados em relação ao desgaste da ferramenta e força de usinagem. Os autores explicaram que este método tem um maior poder de penetração e uma ação lubrificante mais eficiente na superfície de saída da ferramenta

próxima à região de formação do cavaco. Entretanto, Jayal e Balaji (2009) realizaram estudos aplicando fluido de corte na forma de jorro e MQF no torneamento do aço AISI 1045 e não conseguiram observar nenhum efeito lubrificante quando o MQF foi aplicado. Os menores valores de desgaste foram observados em ferramentas revestidas pela técnica de PVD quando o fluido de corte na forma de jorro foi aplicado. Os autores declararam a necessidade de mais pesquisas a fim de esclarecer o potencial de evaporação da técnica de MQF e de jorro.

A utilização da lubri-refrigeração sob alta pressão é uma técnica que pode ser empregada em operações de usinagem de materiais tais como aços inoxidáveis e materiais resistentes ao calor (ligas à base de níquel e titânio) entre outras matérias-primas consideradas de baixa usinabilidade (OLIVEIRA JUNIOR, 2013; SANDVIK COROMANT, 2010(a); SANDVIK COROMANT, 2010(b) e SANDVIK COROMANT, 2011).

Ainda é comum na indústria a utilização da lubri-refrigeração de maneira convencional, porém a simples injeção de refrigerante na zona de corte pode não ser suficiente para a obtenção de resultados satisfatórios na usinagem (JESUS, 2013). De acordo com Oliveira (2013), uma aplicação mais eficiente do fluido consiste na lubri-refrigeração por meio de jatos sob alta pressão direcionados na região onde se forma o cavaco. Além disso, estes jatos quando controlados em fluxo laminar, encurtam o comprimento de contato entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, reduzindo os esforços de corte.

Machado *et al.* (2015) destacam que existem três direções interessantes para a aplicação do fluido de corte (Figura 2.31): na posição A, o fluido de corte é direcionado sobre o cavaco. Este é o método mais utilizado quando a lubri-refrigeração é feita da maneira convencional. Na posição B, o jato é direcionado entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, situação indicada quando o fluido de corte é empregado sob alta pressão. Deste modo, o jato formará uma cunha entre o cavaco e a superfície de saída, reduzindo o comprimento de contato cavaco/ferramenta. Assim, o calor proveniente do atrito é reduzido e o efeito de refrigeração é intensificado, além de favorecer a quebra dos cavacos. Na posição C, a refrigeração é dirigida à região entre a peça e a superfície de folga da ferramenta.

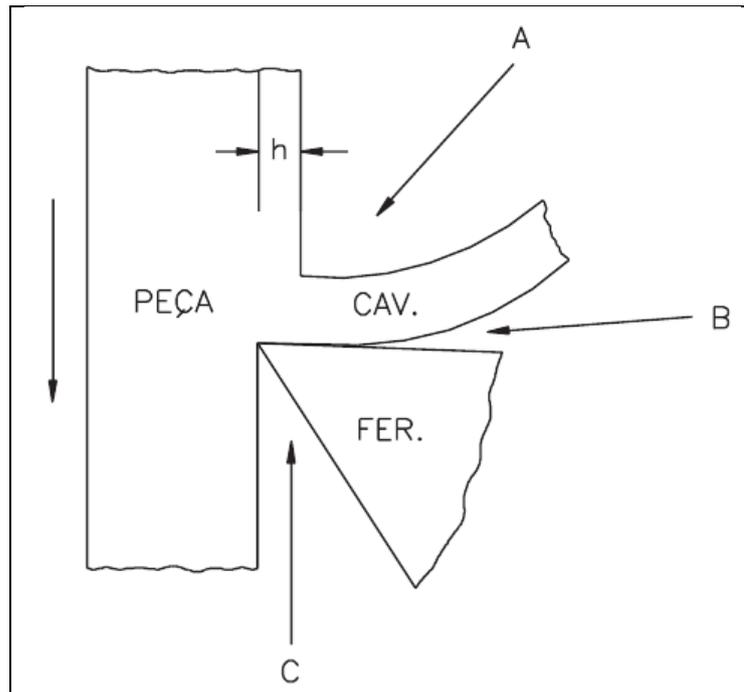


Figura 2.31: As três direções possíveis de aplicação do fluido de corte (MACHADO *et al.*, 2015)

Oliveira (2013) identificou que a alta pressão do fluido de corte no torneamento de um aço inoxidável super duplex tem influência direta sobre a formação da camada passivadora, tornando o material mais resistente à corrosão por pite. O autor ainda relata que em situações em que se utilizou refrigeração sob alta pressão, observou-se menores índices de formação de pites (fluido de corte sob pressão de 7 MPa promoveu valores mais baixos de corrosão por pite, independentemente do uso de arestas de corte novas ou desgastadas, ou da velocidade de corte). Segundo Courbon *et al.* (2009), o processo de usinagem pode influenciar de forma negativa a resistência à corrosão do material usinado devido à deformação elástica e, principalmente, plástica. Além disso, a maior capacidade de refrigeração proporcionada pela alta pressão do fluido reduz a temperatura na região de corte.

Oliveira (2018) estudou o torneamento do aço inoxidável supermatensítico Super Cromo 13% utilizando condições distintas de lubri-refrigeração (alta pressão, baixa pressão, corte a seco e com ar comprimido) e duas direções de aplicação da lubri-refrigeração: na superfície de saída e na superfície de folga. Notou-se que a lubri-refrigeração sob alta pressão (13 MPa) aplicada na superfície de saída combinada com a lubri-refrigeração sob baixa pressão (0,1 MPa) aplicada na superfície de folga proporcionou menores valores de força de corte e menor raio de curvatura do cavaco. A lubri-refrigeração sob alta pressão aplicada na superfície de saída, sob baixa pressão aplicada na superfície de folga, mais o teste com ar comprimido

aplicado na superfície de saída combinado com baixa pressão na superfície de folga proporcionaram os maiores ângulos de cisalhamento.

Ezugwu e Bonney (2004) avaliaram a vida e o desgaste da ferramenta, a rugosidade da superfície e as forças de usinagem no torneamento da liga Inconel 718 com lubri-refrigeração convencional e alta pressão (10, 15 e 20,3 MPa) usando inserto de metal duro com revestimento de $\text{TiCN} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$. Os resultados mostraram que melhor acabamento superficial e vida mais longa da ferramenta foram obtidos sob altas pressões de lubri-refrigeração. Este fato pode ser atribuído à capacidade da lubri-refrigeração sob alta pressão de levantar o cavaco e ter acesso mais próximo à região de adesão. Essa ação leva a uma redução da região de escorregamento, reduzindo assim o coeficiente de atrito, que por sua vez diminuiu a temperatura de corte e as forças de usinagem.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este capítulo tem por objetivo descrever os materiais, equipamentos e a metodologia utilizados no desenvolvimento do trabalho, sendo a última subdividida em duas etapas principais, como mostrado no fluxograma da Figura 3.1. O procedimento experimental está fundamentado no estudo do comportamento do aço inoxidável supermartensítico (AISM) durante a operação o torneamento. A primeira etapa está relacionada à caracterização do AISM por meio da análise microestrutural, química e de ensaios mecânicos, ao passo que a segunda etapa consiste de testes de torneamento com lubri-refrigeração sob baixa e m pressão empregando diferentes velocidades de corte e materiais para ferramenta de corte.

Os ensaios de análise química e microestrutural foram realizados no Laboratório de Ensaio e Análise em Materiais do SENAI de Itaúna/MG. Os testes de torneamento e os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Usinagem e Automação da UFMG. Por fim, os ensaios de medição da velocidade de recuo do dispositivo de parada rápida, a preparação dos corpos de prova de aço inoxidável supermartensítico e os ensaios de dureza foram realizados na Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, campus Coração Eucarístico.

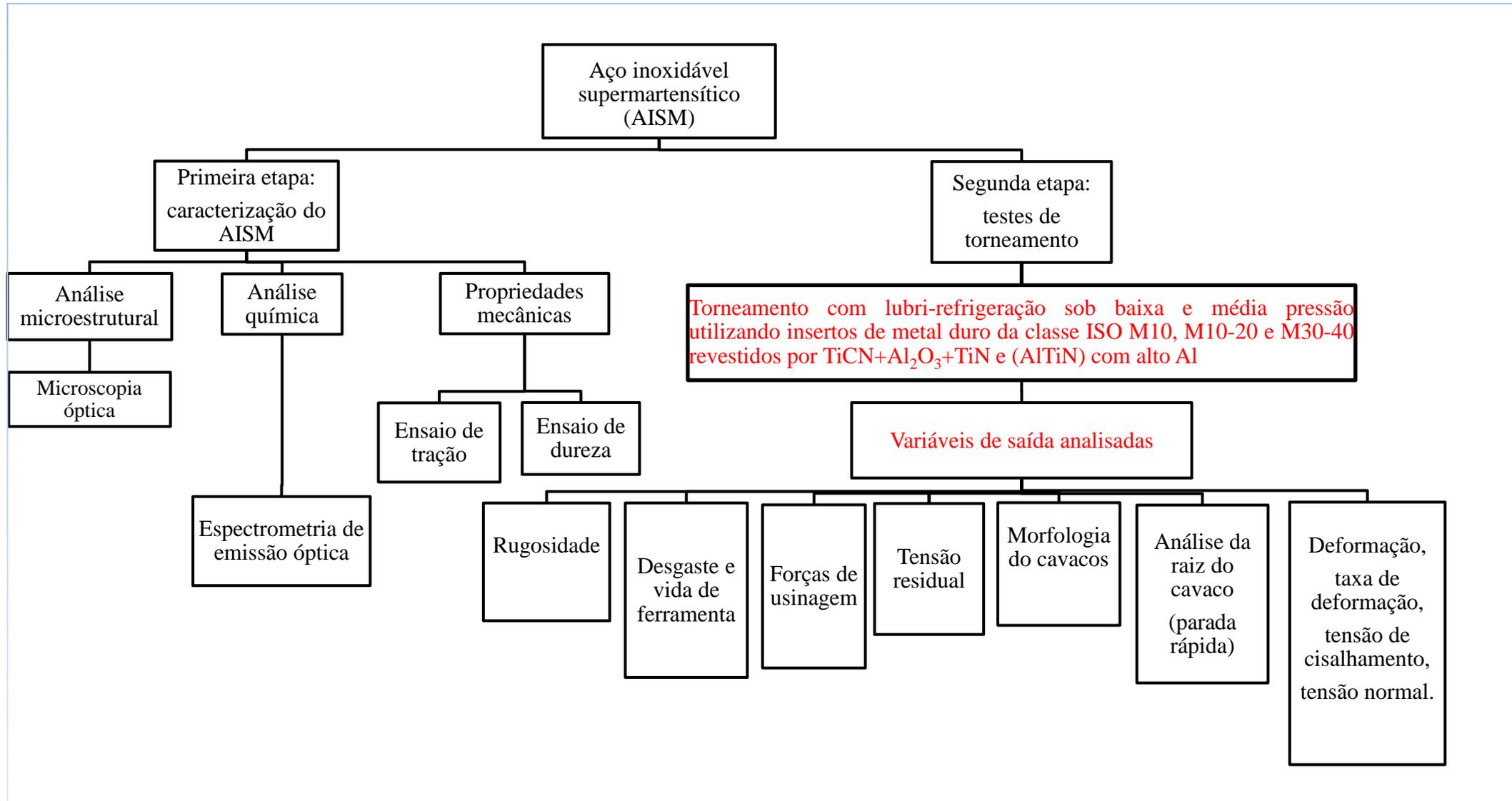


Figura 3.1: Metodologia.

3.1 Materiais

O material dos corpos de prova é o aço inoxidável supermartensítico (AISM) da classe CA6NM, conforme a norma ASTM A743, normalmente encontrado no mercado sob a denominação Super Cromo 13. A fabricação deste aço é baseada nas normas API 5CRA e ISO 13680 (SUMITOMO, 2011). O aço inoxidável supermartensítico é produzido no formato de lingotes completamente acalmados (operação em que se obtém um pequeno desprendimento de gases durante o processo de solidificação por meio da adição de elementos desoxidantes, tais como Si, Al, Ti, Zr) em forno elétrico a arco. O produto final é um tubo sem costura com tratamento térmico de têmpera e revenimento. Foram utilizados tubos com diâmetro externo de 165 mm, diâmetro interno de 100 mm e comprimento de 170 mm, conforme ilustrado na Figura 3.2. A composição química do AISM será apresentada posteriormente.

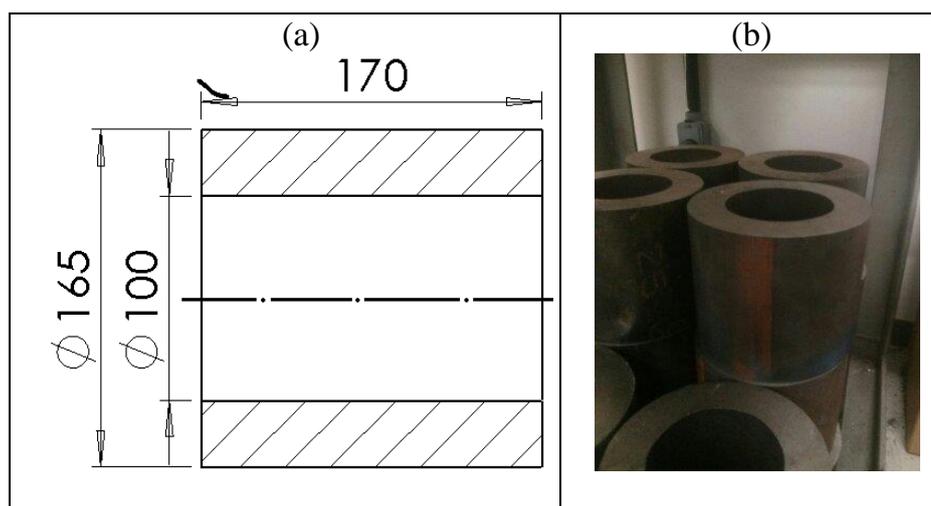


Figura 3.2: Tubo de aço inoxidável supermartensítico: (a) dimensões dos corpos de prova utilizado nos ensaios e (b) imagem de corpos de prova.

As ferramentas de corte utilizadas nos ensaios de torneamento foram insertos de metal duro Mitsubishi Carbide MC 7015 (correspondente à classe ISO M10 com dureza do substrato de 90,7 HRA, resistência à ruptura transversal de 2,0 GPa e espessura de revestimento aproximadamente de 10-15 μm) e MC 7025 (classe ISO M10-20 com dureza do substrato de 89,4 HRA, resistência à ruptura transversal de 2,4 GPa e espessura de revestimento aproximadamente 10-15 μm). As duas classes possuem revestimento de TiCN + Al₂O₃ + TiN depositado por CVD. Também foram usados insertos MP 7035 (classe ISO M30-40 com dureza do substrato 89 HRA, resistência a ruptura transversal de 2,6 GPa e espessura de revestimento aproximadamente 5 μm), os quais possuem revestimento de

(Al,Ti)N com alto teor de Al depositado por PVD. Todos os insertos apresentam geometria ISO SNMG 12 04 08 com quebra-cavaco MM (recomendado pelo fabricante para usinagem média) e foram montados em um porta-ferramenta ISCAR código PSSNR-JHP 2525 M12. Na Figura 3.3 são apresentadas as dimensões dos insertos, quebra-cavacos, ângulos formados pelo conjunto e as diferenças entre as classes dos insertos relacionada ao tipo de corte. Estes insertos são recomendados pelo fabricante para as condições de usinagem e material utilizados neste trabalho. O fluido de corte sintético (isento de óleos minerais) utilizado durante os testes de torneamento foi o Petronas MECAFLUID S 3000 com concentração de 5% (concentração recomendada para usinagem leve). Recomenda-se a utilização do fluido de corte na usinagem dos aços inoxidáveis devido a suas características: o fluido de corte atua na redução da temperatura da ferramenta de corte em função da baixa condutividade térmica do aço inoxidável, o fluido de corte dificulta o empastamento do cavaco na superfície de saída da ferramenta devido a tendência a adesão do aço inoxidável.

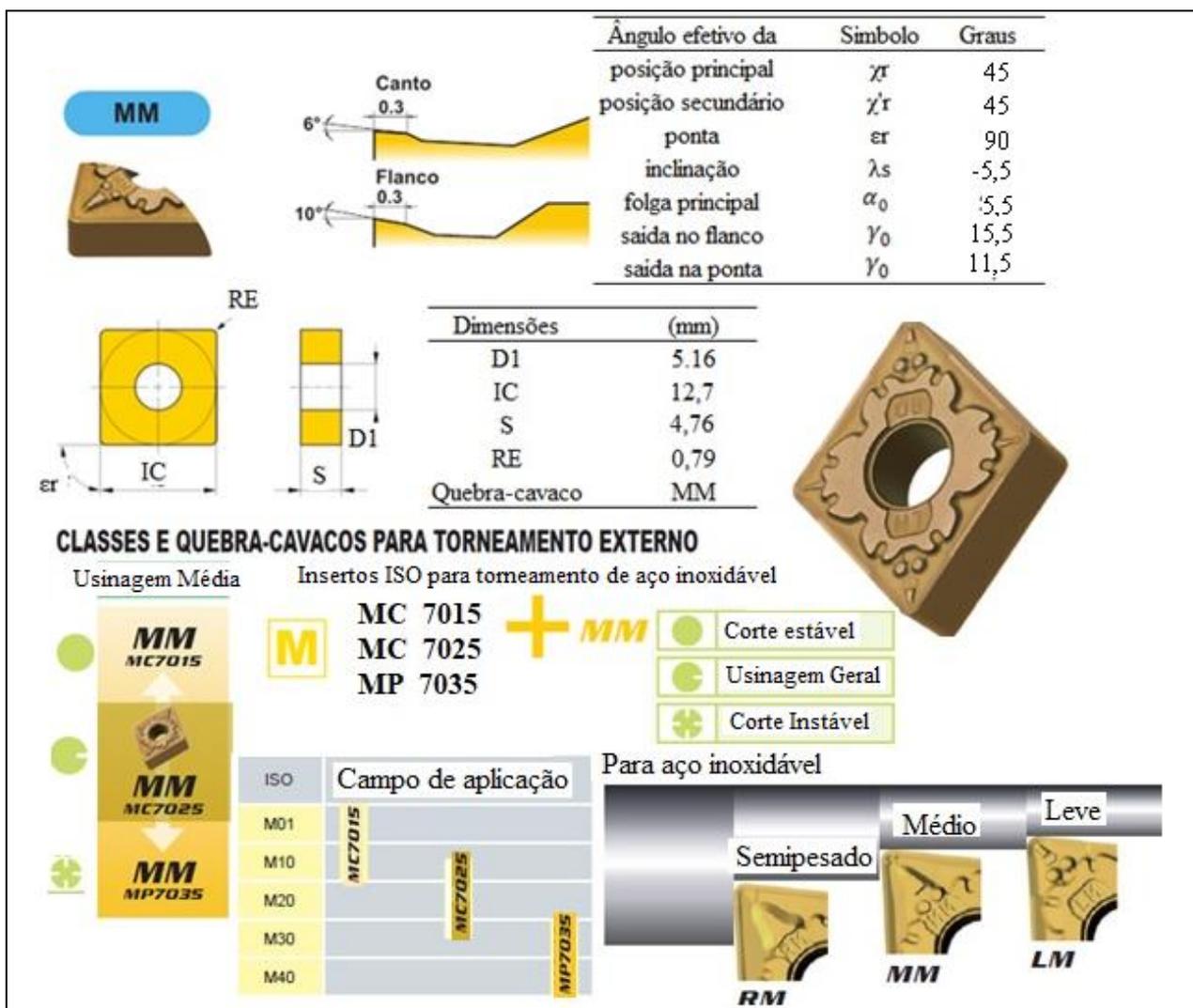


Figura 3.3: Configuração dos insertos utilizados nos testes de torneamento (adaptado de MITSUBISHI, 2016).

3.2 Equipamentos

A seguir são detalhados os equipamentos usados em cada etapa do trabalho experimental.

3.2.1 Primeira etapa: caracterização do aço AISM

Na Figura 3.4 é mostrada a politriz automática STRUERS usada para o lixamento e polimento das amostras metalográficas. Para a análise metalográfica do AISM foram utilizados o microscópio ótico OLYMPUS GX51 e o microscópio eletrônico de varredura (MEV) JEOL JSM-6510LV. Foram realizadas análises químicas semiquantitativas por espectrometria por dispersão de energia (EDS) utilizando um espectrômetro de emissão ótica SPECTROMAXX-159239.



Figura 3.4: Politriz utilizada para lixamento e polimento das amostras metalográficas.

Para preparação das amostras para análise microestrutural foram empregadas lixas com 80, 220, 400, 600, 1200 e 2000 mesh. Durante o polimento foi utilizada pasta de diamante com partículas de 9 μm e 1 μm . Para o embutimento a frio utilizou-se a resina acrílica AROTEC-A1 e o líquido autopolimerizante AROTEC-A2. Para visualização da microestrutura do AISM foi utilizado o reagente químico Vilella. As condições em que as amostras foram retiradas do tubo e a caracterização

macroestrutural serão detalhadas no tópico 3.3.1 da Metodologia. As análises foram realizadas segundo a instrução técnica IT Lab 249 (revisão 09) de acordo com a norma ASTM E 415 (2014).

As propriedades mecânicas de tração (tensões de escoamento e de ruptura) do AISM foram obtidas por meio do ensaio de tração realizado em uma máquina universal SHIMADZU modelo AG-IS com capacidade para 100 kN. A velocidade de ensaio foi correspondente a 5 mm/min. Foram produzidas três amostras com espessura de 6,0 mm, conforme a norma ASTM E8/E8M-13a (2013). Na Figura 3.5(a) são mostradas as dimensões dos corpos de provas para ensaio de tração e a Figura 3.5(b) mostra a máquina universal de ensaios.

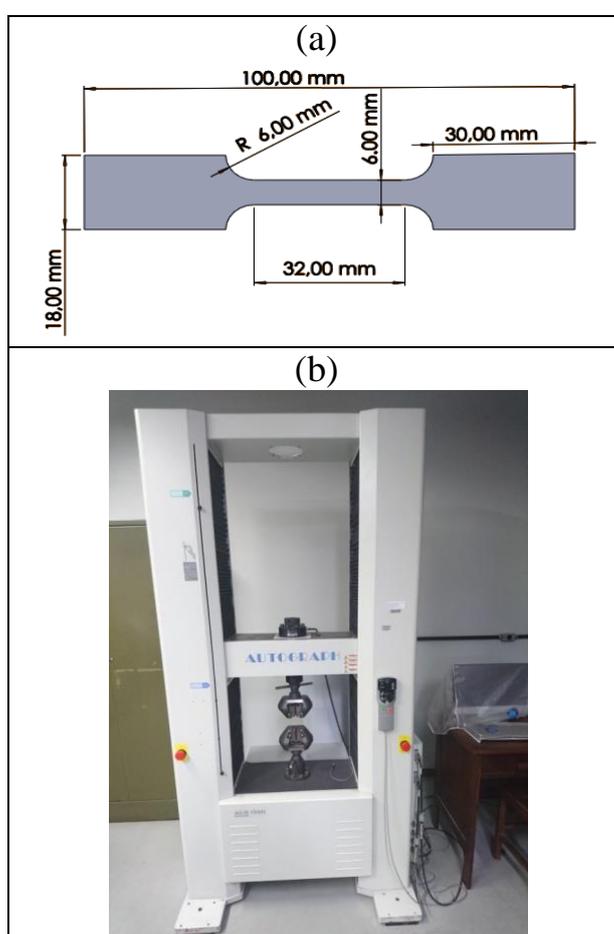


Figura 3.5: Ensaio de tração: (a) dimensões dos corpos de provas para o ensaio de tração e (b) máquina universal de ensaios.

Os ensaios de dureza foram realizados conforme a norma ASTM E92-82 (2003) por meio de um durômetro Heckert modelo HPO 250 (Figura 3.6) equipado com penetrador Vickers.



Figura 3.6: Durômetro Heckert modelo HPO 250.

3.2.2 Segunda etapa: teste de torneamento

Os testes de torneamento foram realizados em um torno Romi modelo Centur 30S (Figura 3.7) equipado com comando numérico computadorizado MACH 9, com potência do eixo árvore de 5,5 kW e rotação máxima de 3500 rpm.



Figura 3.7: Torno Romi Centur 30S.

Os dispositivos mostrados na Figura 3.8 foram utilizados nos ensaios do torneamento. O cone (Figura 3.8a) foi construído para permitir a fixação do corpo de prova tubular durante a operação, sendo montado no cabeçote móvel. Devido ao fato do castelo do torno não suportar um porta-ferramenta com seção de 25 x 25 mm, (o castelo do torno suporta dimensão máxima de 20 x 20 mm do porta-ferramenta), um novo suporte para o porta-ferramenta foi construído (Figura 3.8b). No Apêndice A encontra-se detalhado o desenho esquemático do cone e do suporte com suas respectivas dimensões.



Figura 3.8: Equipamentos utilizados nos ensaios: (a) cone utilizado no cabeçote móvel e (b) suporte para o porta-ferramenta.

3.2.2.1 Montagem do sistema da lubri-refrigeração

Na Figura 3. é apresentada a montagem dos sistemas de lubri-refrigeração de baixa e média pressão. Para os testes de torneamento na condição convencional (baixa pressão) utilizou-se o conjunto de refrigeração do próprio torno, composto de uma bomba com potência de 0,56 kW e um reservatório com capacidade para 65 litros. Foi utilizado um filtro de bronze tipo Y para reter partículas sólidas do reservatório da máquina.

Para lubri-refrigeração sob média pressão foi utilizada uma bomba centrífuga série CAM-W4C P com potência de 0,245 kW para bombear o fluido de corte do reservatório do torno para uma lavadora de alta pressão TEKNA modelo HLX140VZ com potência de 1,8 kW, vazão de 5,7 litros /min e pressão máxima de 13,5 MPa (pressão nominal de 9,0 MPa).

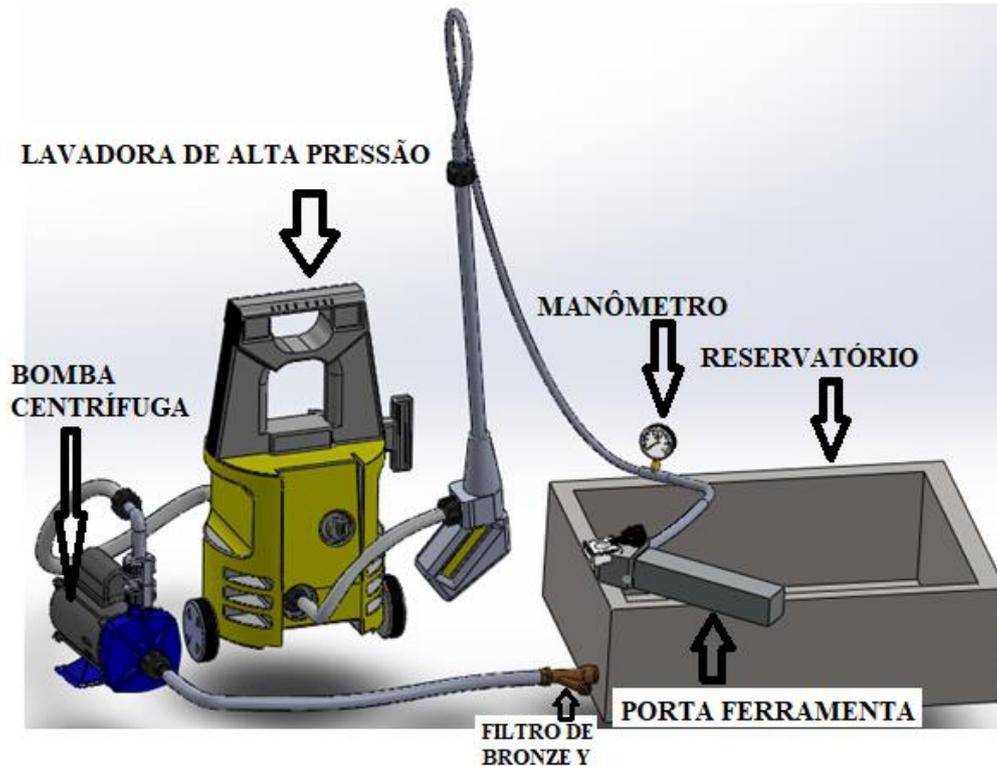


Figura 3.9: Montagem do sistema de lubri-refrigeração a média pressão.

Um manômetro foi instalado para se monitorar a pressão de saída do fluido de corte nas duas situações (baixa e média pressão). No caso da lubri-refrigeração convencional, o fluido de corte foi conduzido para a mangueira flexível do próprio torno até chegar ao bocal da mangueira, como mostrado na Figura 3.9(a). No caso de lubri-refrigeração sob média pressão, o fluido de corte foi conduzido até o porta-ferramenta por mangueiras e conexões (apresentou uma perda de carga de 1 MPa de pressão), passando pelo canal interno do porta-ferramenta até chegar ao bocal de lubri-refrigeração (Figura 3.9b). A concentração do fluido de corte foi mantida em 5% e monitorada durante os testes por um refratômetro portátil ATAGO modelo PAL-BX/RI do Departamento de Química do ICEX/UFMG.

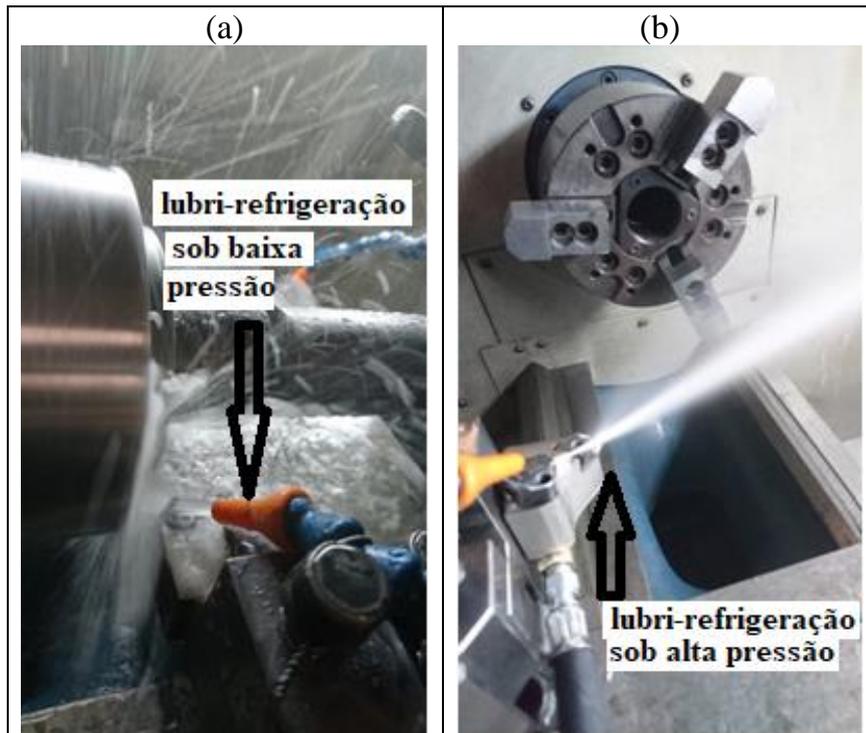


Figura 3.9: Dispositivo de lubri-refrigeração: (a) baixa pressão e (b) média pressão.

3.2.2.2 Medição de rugosidade

Após os testes de torneamento foram coletados os seguintes parâmetros de rugosidades das superfícies torneadas: desvio aritmético médio (R_a) e altura máxima do perfil (R_z). As medições foram efetuadas com um rugosímetro Surtronic-25 ajustado para um comprimento de amostragem de 0,8 mm.

3.2.2.3 Medição do desgaste dos insertos

Para a obtenção das imagens dos insertos e medição do desgaste utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura *Jeol JSM - 6360LV* (Figura 3.11). Os insertos foram imersos no reagente Vilella por 40 minutos em uma lavadora ultrassônica para remoção do material aderido à cunha da ferramenta. Esse procedimento não é normalizado e sua escolha foi feita em função da simplicidade e eficiência na remoção do material aderido ao inserto. O critério de avaliação do desgaste de flanco (VB_c) da ferramenta de corte adotado foi da seguinte forma: foi monitorado o desgaste de flanco em um tempo de corte de 10 minutos e a cada intervalo de 2 minutos foi monitorado o desgaste.

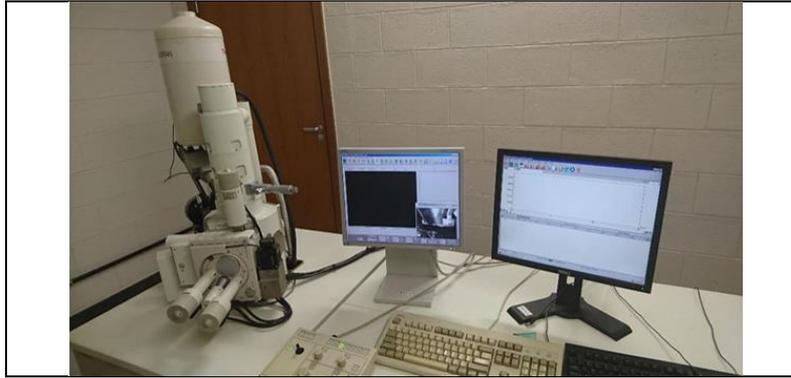


Figura 3.10: Microscópio eletrônico de varredura (MEV) *Jeol JSM - 6360LV*.

3.2.2.4 Medição das componentes força de usinagem

Para aquisição das componentes (F_c , F_f e F_p) da forças de torneamento, foi utilizado o dinamômetro *Kistler* modelo 9272. Utilizou-se uma placa de aquisição de dados *National Instruments* USB – 6366 conectada a um amplificador *Kistler* tipo 5073 A e em seguida ao computador equipado com o sistema operacional *Windows XP professional*, processador Intel i5-2500 e memória RAM de 4 Gb (Figura 3.11). Os *softwares* utilizados para aquisição dos sinais de força foram o *ManuWare* e o *NI LabView SignalExpress* 2013 e posteriormente os dados coletados foram exportados para o *Microsoft Excel* 2007 para serem armazenados e analisados.

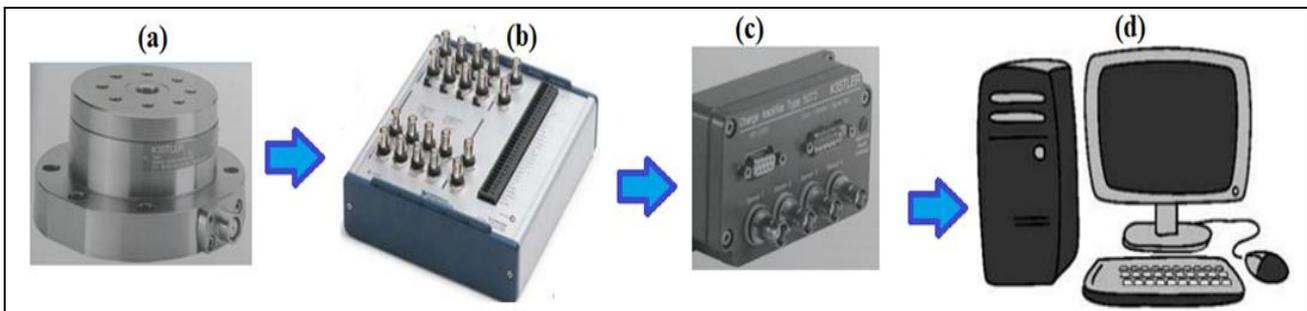


Figura 3.11: Aquisição dos sinais de força: (a) dinamômetro *Kistler* modelo 9272; (b) placa de aquisição de dados; (c) amplificador *Kistler* tipo 5073 A e (d) computador.

3.2.2.5 Medição das tensões residuais

As tensões residuais foram medidas utilizando-se o equipamento *RS – 200 Milling Guide* com um indicador de microdeformações modelo P3, ambos do fabricante *Vishay Precision Group*. O extensômetro utilizado para as medições foi a roseta PA-06-062RE-120 produzido pela Excel Ltda (São Paulo). As fresas utilizadas foram de carboneto de tungstênio Jet ATC-200-062 com 1,6 mm de diâmetro. Os sinais de microdeformação foram analisados pelo *software H-Drill*. A montagem para a medição da tensão residual pode ser vista na Figura 3.12.

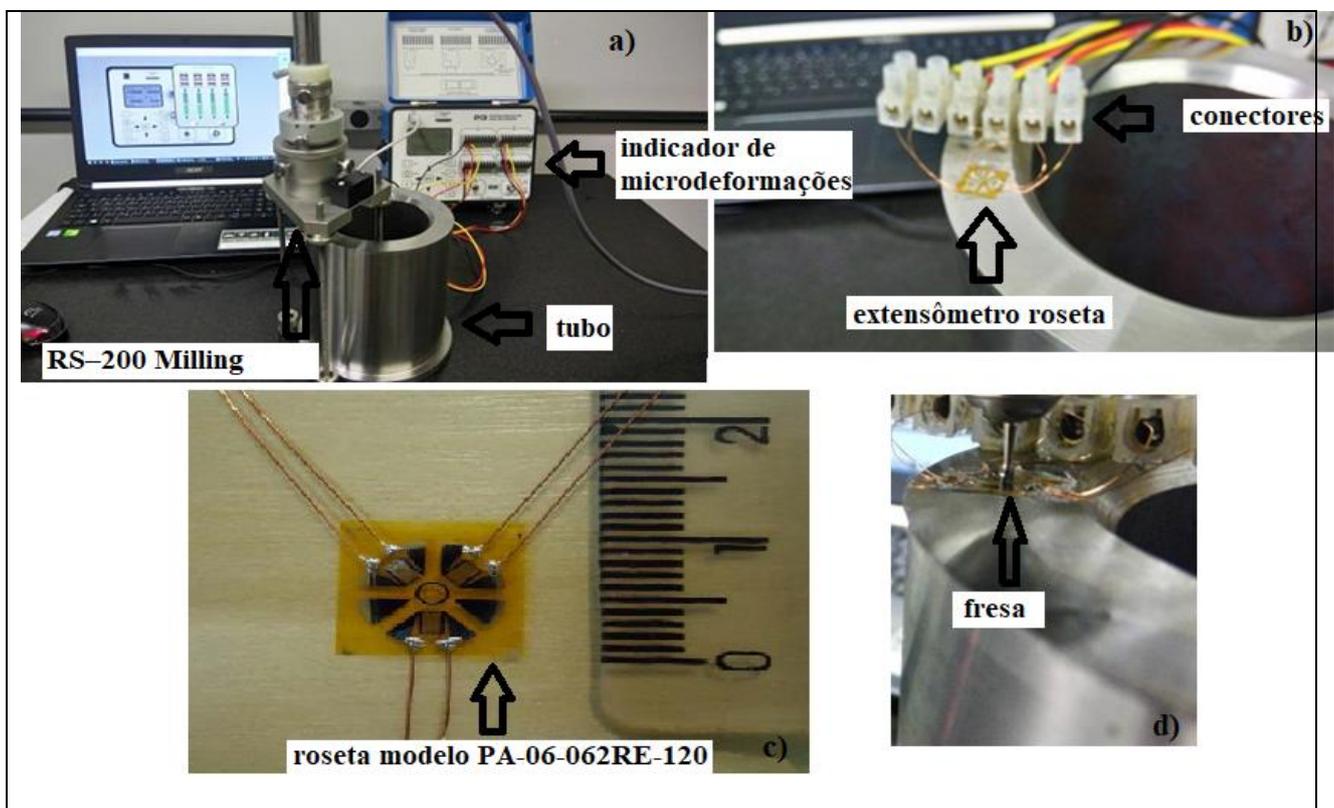


Figura 3.12: Equipamentos utilizados na medição da tensão residual: (a) montagem para medição de tensão residual, (b) conectores para o extensômetro, (c) imagem da roseta e (d) fresa posicionada para iniciar o teste

3.2.2.6 Obtenção da raiz do cavaco

Um dispositivo de parada rápida (*quick-stop*) de simples operação foi projetado para se obter a raiz do cavaco do material da peça durante o torneamento. A Figura 3.13(a) ilustra o dispositivo armado e em seguida o dispositivo acionado por meio de mola (Figura 3.13b). A mola do dispositivo é acionada manualmente por meio de um mecanismo de alavanca. Existe um furo no dispositivo para

o encaixe do pino denominado gatilho de acionamento. A mola de compressão está posicionada na parte inferior traseira do porta-ferramenta e é comprimida contra a base antes de ser acionada.

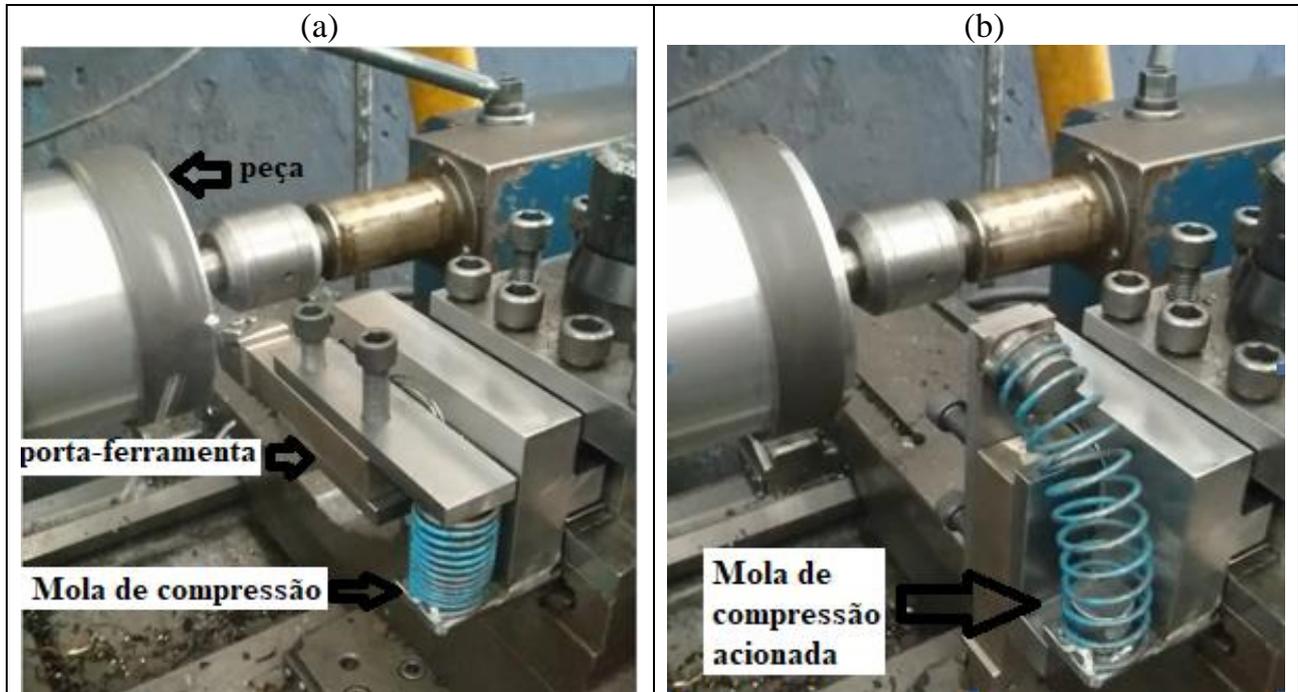


Figura 3.13: Dispositivo de parada rápida: (a) posicionado no castelo e (b) dispositivo acionado.

Na Figura 3.14(a) é apresentada a vista frontal do dispositivo, na Figura 3.14(b) a vista lateral e na Figura 3.14(c) a vista superior. Um mancal de rolamento de esferas com 60 mm de diâmetro montado no centro do dispositivo facilita seu recuo quando acionado. Na perspectiva isométrica da Figura 3.14(d) é mostrada a alavanca de acionamento.

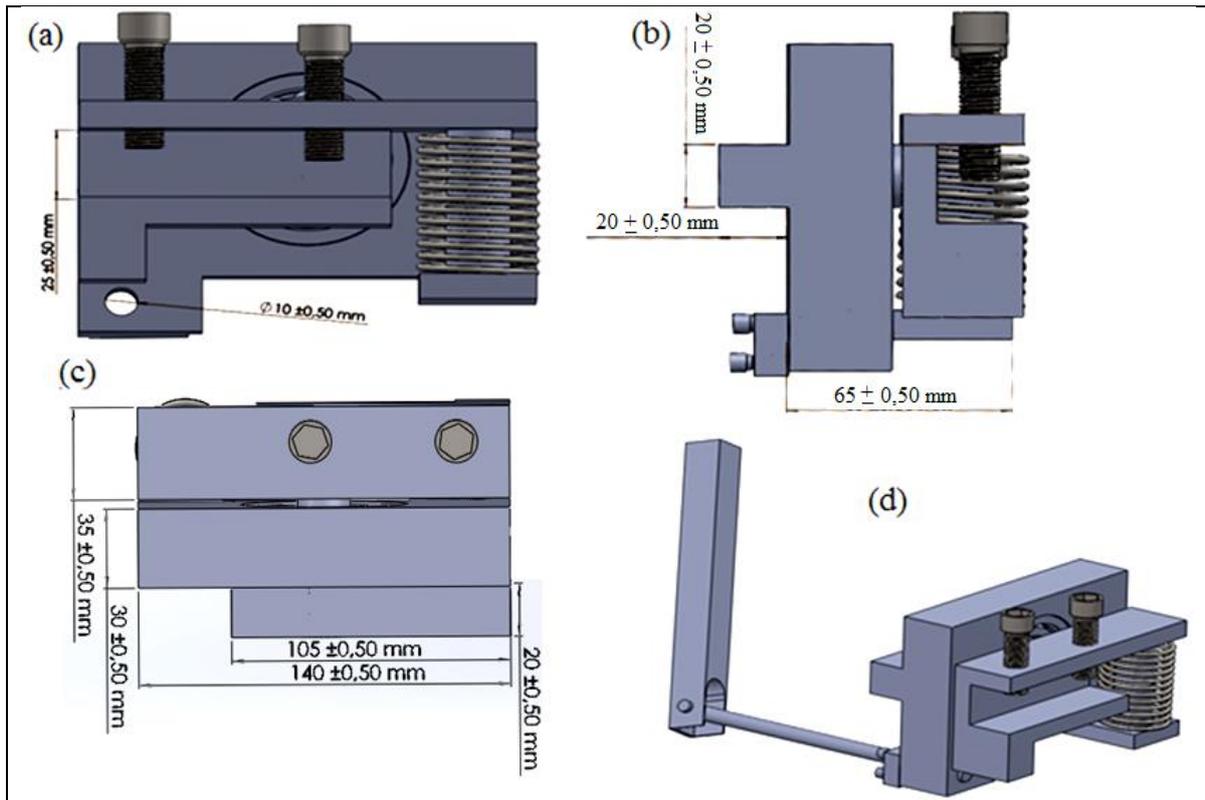


Figura 3.14: Dimensões e perspectiva do dispositivo de parada rápida: (a) vista frontal, (b) vista lateral, (c) vista superior e (d) perspectiva isométrica do dispositivo.

Para a medição da velocidade de recuo do dispositivo de parada rápida (necessária para se determinar a velocidade de corte máxima sob a qual que se consegue obter a raiz do cavaco) utilizou-se um cronômetro digital ligado a dois sensores ópticos de deslocamento tipo forquilha, como mostrado na Figura 3.15.

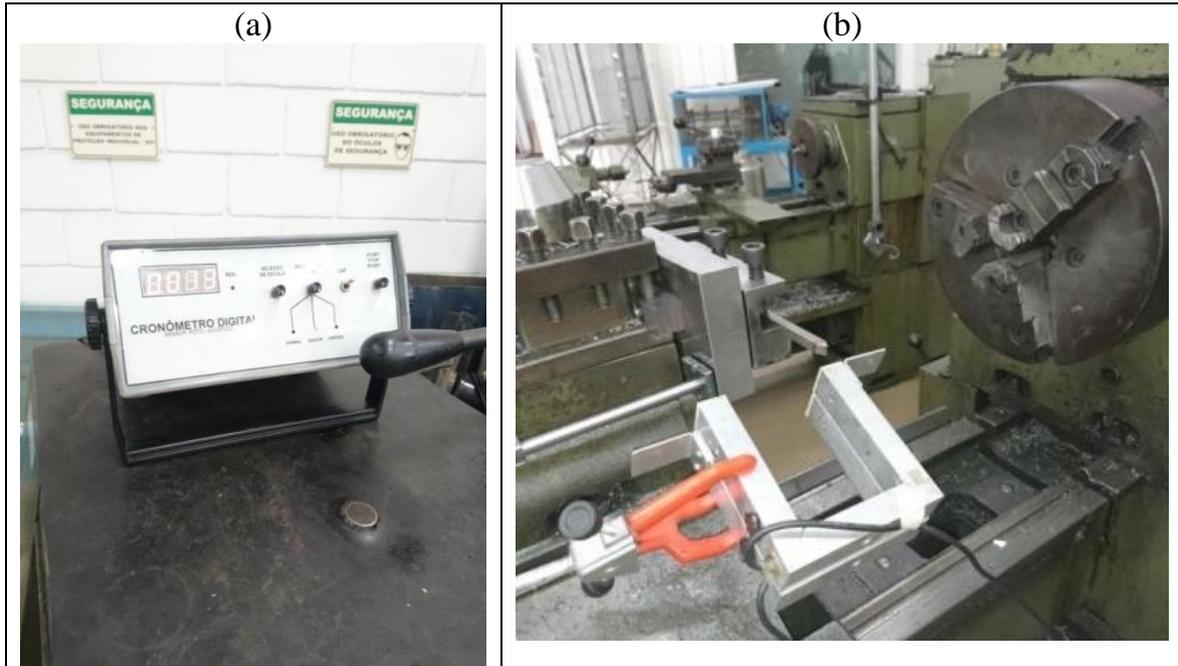


Figura 3.15: Dispositivo de medição de velocidade do recuo do dispositivo de parada rápida:
 (a) cronômetro digital e (b) sensor ótico tipo forquilha.

3.2.2.7 Avaliação dos cavacos

Visando à análise morfológica dos cavacos (bandas de cisalhamento), medição das espessuras dos planos de cisalhamento Δy e do ângulo de cisalhamento (ϕ), que estão relacionadas com a deformação sofrida pelo material durante a usinagem, foi utilizado o microscópio óptico Olympus Leica mostrado na Figura 3.16.



Figura 3.16: Microscópio óptico Olympus Leica DM 4500.

Por fim, foram feitas medições de microdureza dos substratos dos insertos (para verificação dos valores fornecidos pelo fabricante) e dos cavacos para avaliação do encruamento devido à usinagem sob diferentes parâmetros de corte. Os ensaios de microdureza do cavaco foram realizados em um microdurômetro Mitutoyo MVK-H1 (Figura 3.17) equipado com penetrado Vickers conforme a norma ASTM E384:2008.



Figura 3.17: Microdurômetro Vickers MVK-H1.

3.3 Metodologia

As atividades foram desenvolvidas conforme apresentado no fluxograma da Figura 3.1: inicialmente foi realizada a primeira etapa, denominada caracterização do aço inoxidável supermartensítico (análise da microestrutura, química e de propriedades mecânicas). Em seguida foi realizada a segunda etapa (ensaios de torneamento com lubri-refrigeração sob baixa e média pressão). Após os ensaios de torneamento foram realizadas as medições de rugosidade (parâmetros Ra e Rz), força de usinagem (componentes F_c , F_f e F_p), desgaste de flanco (VB_c), vida dos insertos e tensões residuais. Foi realizada a coleta do cavaco para a caracterização microestrutural e morfológica. Por fim, o dispositivo de parada rápida foi usado para a coleta da raiz do cavaco e posterior determinação da deformação, taxa de deformação, tensões na zona de cisalhamento primário e encruamento do cavaco.

3.3.1. Primeira etapa: caracterização do aço inoxidável supermartensítico

Para o embutimento a frio utilizou-se resina acrílica e líquido polimerizante. Estas duas substâncias quando misturadas formam um líquido viscoso que é vazado dentro de um molde plástico onde se encontra a amostra, polimeirizando após um período que pode variar de 10 min a 24 h, dependendo do tipo de resina empregada.

A técnica para o lixamento das amostras foi manual e úmida. Esta técnica consiste em lixar as amostras sucessivamente com lixas de granulometria cada vez menor, mudando-se de direção em 90° a cada lixa subsequente até desaparecerem as marcas da lixa anterior. Após o lixamento seguiu-se o procedimento de polimento mecânico. Visando um acabamento superficial isento de marcas, foram utilizadas as pastas de diamante e ao fim do polimento de cada amostra foi realizada limpeza com álcool etílico e posterior secagem a quente.

O reagente Vilella foi utilizado para revelar homogeneamente estruturas martensíticas e contornos de grão (composição química na Tabela 3.1). As amostras foram mergulhadas de 15 a 30 s no reagente e após o ataque foram secas rapidamente por meio de um jato de ar quente e levadas ao microscópio para análise.

Tabela 3.1: Procedimento utilizado para revelar a microestrutura do AISM (ATEHORTUA, 2013).

Reagente	Composição	Procedimento	Resultado
Vilella	1 g de ácido pícrico + 4 ml HCl + 96 ml etanol	Mergulhar a amostra até a superfície ficar opaca. Tempo de ataque de 15 a 30 s. Temperatura ambiente.	Revela homogeneamente contornos de grãos, martensita não revenida e revenida

Para análise da microestrutura das amostras utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV) e a identificação dos elementos químicos foi feita por meio de espectrometria por dispersão de energia (EDS) seguindo a norma ABNT 17025. Para obtenção de imagens da microestrutura foi utilizado o microscópio óptico, seguindo os procedimentos da norma ABNT 15454 (método IT LAB. 249). Para o procedimento da análise química por meio de espectrometria de emissão óptica (base ferro) seguiu-se a norma ASTM E 415 (2014). Foram produzidas três amostras para os ensaios de tração conforme a norma ASTM E8/E8M-13a (2013). Estas amostras foram retiradas de um corpo de prova conforme ilustrada na Figura 3.. Os corpos de prova foram confeccionados na forma de chapa utilizando o processo de jato d' água.

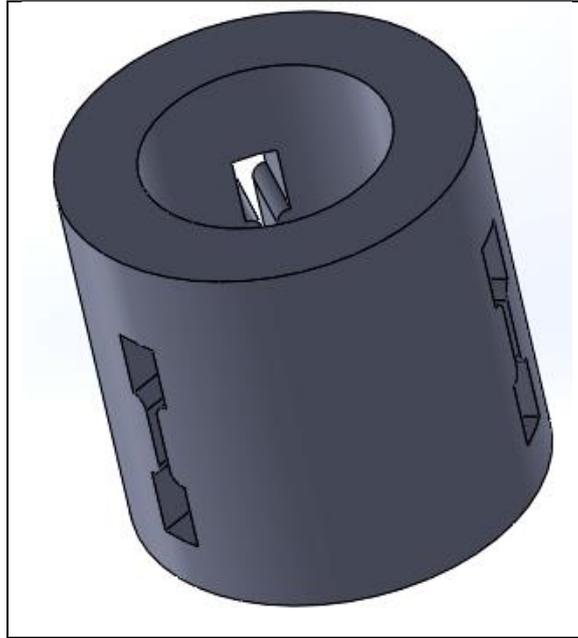


Figura 3.19: Perspectiva isométrica da extração dos corpos de provas para os ensaios de tração.

A curva de tensão-deformação de engenharia e a curva de tensão-deformação verdadeira foram obtidas por meio das Equações 3.1 a 3.4 (DIETER, 2000). Os coeficientes K e n foram obtidos a partir de ajuste linear de curva da região plástica da curva tensão-deformação verdadeira.

A tensão (S), usada para construir a curva tensão-deformação de engenharia, é a tensão longitudinal média do corpo de prova. Ela é obtida dividindo-se a carga (F) pela área inicial da seção reta do corpo de prova (A_0).

$$S = \frac{F}{A_0} \quad (3.1)$$

A deformação (e) usada para a curva de engenharia é a deformação linear média, obtida pela divisão do alongamento do corpo de prova (δ) pelo seu comprimento original (L_0).

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (3.2)$$

Onde ΔL representa a subtração do comprimento final do corpo (L) pelo seu comprimento original.

A tensão-verdadeira (σ) é expressa em termos de tensão de engenharia (S).

$$\sigma = \frac{F}{A_0} (e + 1) = s(e + 1) \quad (3.3)$$

A deformação verdadeira (ε) pode ser calculada a partir da deformação de engenharia ou convencional (e).

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (3.4)$$

A curva de tensão versus deformação verdadeira obedece a Equação 3.5:

$$\sigma_{\text{verdadeira}} = K \varepsilon^n \quad (3.5)$$

Em que: ε é a deformação verdadeira, o coeficiente K quantifica o nível de resistência que o material pode suportar e o coeficiente n representa a capacidade com que o material distribui a deformação (DIETER, 2000), ou seja, sua capacidade de se deformar sem que ocorra a estricção, portanto, n é o grau de encruamento do material, isto é, quanto maior seu valor, mais o material encrua (aplicação de tensões mais elevadas é necessária para a sua deformação). A partir da Equação 3.5 tem-se:

$$\ln(\sigma_{\text{verdadeira}}) = \ln(K) + n * \ln(\varepsilon) \quad (3.6)$$

Considerando:

$$\ln(\varepsilon) = x \quad (3.7)$$

e

$$\ln(\sigma_{\text{verdadeira}}) = y \quad (3.8)$$

Tem-se:

$$y = A + B * x \quad (3.9)$$

Em que: A é $\ln(K)$ e B representa n . Representando graficamente a Equação 3.9, pode-se obter os coeficientes $K = e^A$ e $n = B$.

Os ensaios de dureza foram realizados conforme a norma ASTM E92-82 (2003). Utilizou-se uma carga de 30 kgf durante 15 s. O tempo utilizado deve assegurar que a carga plena seja aplicada.

Em seguida foram feitas medições das duas diagonais e calculada a média aritmética para obtenção do valor da dureza.

Foram executadas cinco indentações para estimar o valor médio de dureza das amostras. Na Figura 3.18 é ilustrada a região transversal e longitudinal do tubo de aço de onde foram retirados os corpos de prova.

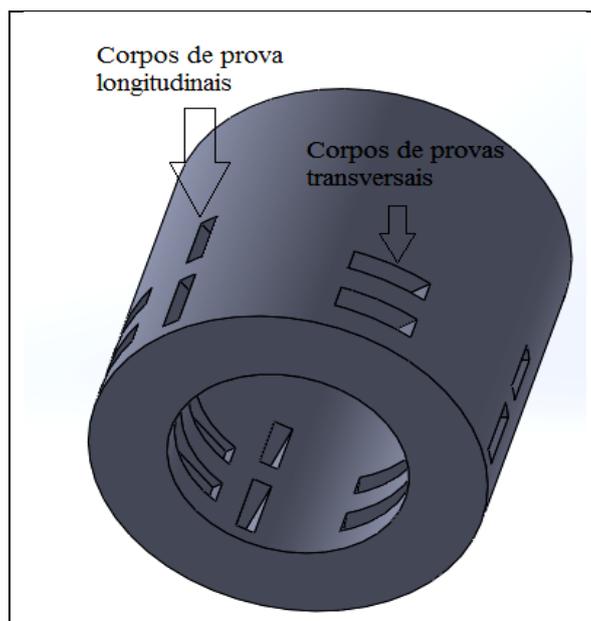


Figura 3.18: Extração dos corpos de provas para ensaios de dureza.

3.3.2. Segunda etapa: testes de torneamento

A preparação dos corpos de prova para os ensaios de torneamento ocorreu da seguinte forma: primeiramente removeu-se cerca de 2 mm de camada superficial dos tubos devido ao estado bruto do material não apresentar boas condições para os testes. Foram realizados esses primeiros passos de remoção do material com a intenção deixar a superfície uniforme. Na parte interna dos corpos de prova usinou-se um chanfro com 45° para melhorar o posicionamento do cone no corpo de prova e aumentar a rigidez de fixação dos corpos de provas no torno.

A vazão do fluido de corte foi determinada de forma experimental: foram feitas 10 medições para determinar a vazão de cada sistema de lubri-refrigeração (média pressão e baixa), utilizando um recipiente graduado de 10 litros e um cronômetro. Para se obter o valor média pressão utilizou-se um manômetro na saída da bomba para o porta-ferramenta e para a condição de baixa pressão, utilizou-se um manômetro na saída da bomba da máquina-ferramenta.

A velocidade do fluido de corte foi calculada por meio da equação de Bernoulli. Quando há redução de área, tem-se um aumento da velocidade do fluido, conforme a Equação da Conservação de Energia. Assim, a velocidade do fluido (v_{teo}) pode ser expressa pela Equação 3.10:

$$v_{teo} = CD * \sqrt{\frac{2 * P}{\rho}} \quad (3.10)$$

Onde:

CD: eficiência de escoamento do fluido (adota-se 80% para 0,02-30 MPa e 70% para 30-100 MPa);

v_{teo} : velocidade teórica do fluido (m/s);

P: pressão do fluido (Pa);

ρ é a densidade ou massa específica do fluido (para água e fluidos de corte foi considerada 1000 kg/m³);

O fluido de corte foi aplicado sob baixa pressão (0,1 MPa) e média pressão (8 MPa). Os testes com fluido de corte aplicado sob média pressão empregaram uma vazão média de 5,0 l/min a uma velocidade do jato de 101 m/s. O diâmetro do orifício de saída do jato de fluido de corte a média pressão é de 1 mm localizado a aproximadamente 10 mm de distância da ponta da ferramenta. No caso da baixa pressão usou-se pressão de 0,1 MPa, vazão de 4,3 l/min e velocidade do jato de 11,3 m/s. O diâmetro do orifício da mangueira da refrigeração convencional é 2,7 mm e a distância do bocal até a ponta do inserto sob condição de jorro é de aproximadamente 40 mm.

Os ensaios do torneamento foram concebidos segundo um planejamento fatorial completo, utilizando o método estatístico análise de variância (ANOVA) para o tratamento das variáveis respostas. Porém, antes de iniciar o tratamento estatístico foi verificado se o comportamento de cada variável resposta apresenta uma distribuição normal. Caso não apresente uma distribuição normal a variável resposta, os dados passaram por um tratamento estatístico para a conversão de não normal para distribuição normal utilizando o método de transformação de Johnson. Este método é comum e apropriado quando vários fatores devem ser estudados em dois ou mais níveis (WERKEMA *et al.*, 1996 e MONTGOMERY e RUNGER, 2009). Todas as análises estatísticas para esta etapa foram feitas no *software* Minitab® versão 17.

Na Tabela 3.2 são apresentadas as variáveis de entrada (fatores) do planejamento experimental para os testes de medição das componentes da força de usinagem (F_c , F_f e F_p). Os valores de velocidade de corte, profundidade de usinagem e avanço são os recomendados pelo fabricante das

ferramentas de corte. Neste caso, tem-se um planejamento com três insertos, quatro velocidades de corte e três condições de lubri-refrigeração, totalizando 36 ensaios realizados sem réplicas. Os valores de avanço e profundidade de usinagem foram mantidos constantes em 0,15 mm/rev e 0,7 mm, respectivamente.

Tabela 3.2: Fatores e níveis empregados na medição da força de usinagem.

Fatores	Níveis
Velocidade de corte (m/min)	150, 200, 250 e 300
Lubri-refrigeração	Seco Baixa pressão: pressão de 0,1 MPa, vazão de 4,3 l/min e velocidade do jato de 11,3 m/s. Média pressão: pressão de 8 MPa, vazão de 5,01 l/min, velocidade do jato de 101 m/s.
Ferramenta	MC 7015 (ISO M10) TiCN + Al ₂ O ₃ + TiN (CVD) multicamada. MC 7025 (ISO M10-20) TiCN + Al ₂ O ₃ + TiN (CVD) multicamada. MP 7035 (ISO M30-40) (Ti, Al)N com alto teor de Al (PVD) monocamada.

Para o monitoramento do desvio médio aritmético (Ra), altura máxima do perfil (Rz), desgaste de flanco (VBc) e tensão residual utilizou-se como variáveis de entrada três velocidades de corte, três insertos e duas condições de lubri-refrigeração (mantendo-se constantes o avanço em 0,15 mm/rev e a profundidade em 0,7 mm) logo, tem-se 18 ensaios sem réplicas (Tabela 3.3).

Tabela 3.3: Fatores e níveis empregados na medição de Ra, Rz, VBc e tensão residual.

Fatores	Níveis
Velocidade de corte (m/min)	200, 250 e 300
Lubri-refrigeração	Baixa pressão: pressão de 0,1 MPa, vazão de 4,3 l/min e velocidade do jato de 11,3 m/s. Média pressão: pressão de 8 MPa, vazão de 5,01 l/min, velocidade do jato de 101 m/s.
Ferramenta	MC 7015 (ISO M10) TiCN + Al ₂ O ₃ + TiN (CVD) multicamada. MC 7025 (ISO M10-20) TiCN + Al ₂ O ₃ + TiN (CVD) multicamada. MP 7035 (ISO M30-40) (Ti, Al)N com alto teor de Al (PVD) monocamada.

Para avaliação da rugosidade foram efetuadas três medições equidistantes em aproximadamente 120° . Para cada ensaio de um total de 18 realizou-se três medições de rugosidades no início do tubo e os valores médios dos três pontos são apresentados na Tabela A2 (Apêndice A). Antes de realizar cada medição, a superfície do corpo de prova foi limpa com papel absorvente para retirada de resíduos. Conforme as orientações da norma NBR 4287 (2002), foi utilizado um comprimento de amostragem de 0,8 mm. Na Figura 3.19 é ilustrada a medição da rugosidade da superfície torneada. No momento em que estavam sendo realizadas as medições das rugosidades, foram coletados os cavacos para avaliação quanto ao seu tipo e forma.



Figura 3.19: Medição da rugosidade dos corpos de prova.

O procedimento experimental para medição das tensões residuais pelo método do furo cego incremental foi dividido em seis etapas, conforme representado na Figura 3.20. Estas medições se basearam na norma ASTM E837-08, *apud* Mathar (1934) e Pereira (2016), e no manual do equipamento. As etapas de preparação para a realização do ensaio de tensão residual são detalhadas por RS-200 (2007); ALVES (2013); SILVA (2016) e PEREIRA (2016).

Após a extração das raízes do cavaco, estas foram embutidas em resina para análise posterior. Na Figura 3.21 é mostrada uma raiz do cavaco após o acionamento do dispositivo de parada rápida (Figura 3.21a e Figura 3.21b) e embutimento (Figura 3.21c).

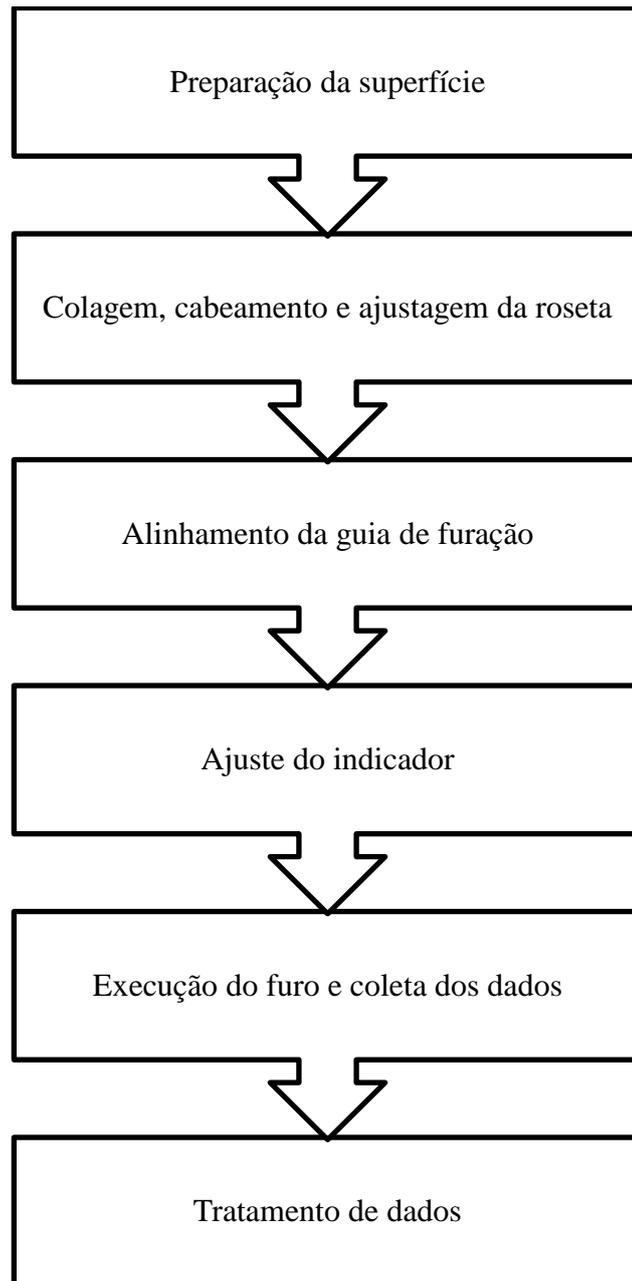


Figura 3.20: Etapas da medição de tensões residuais.

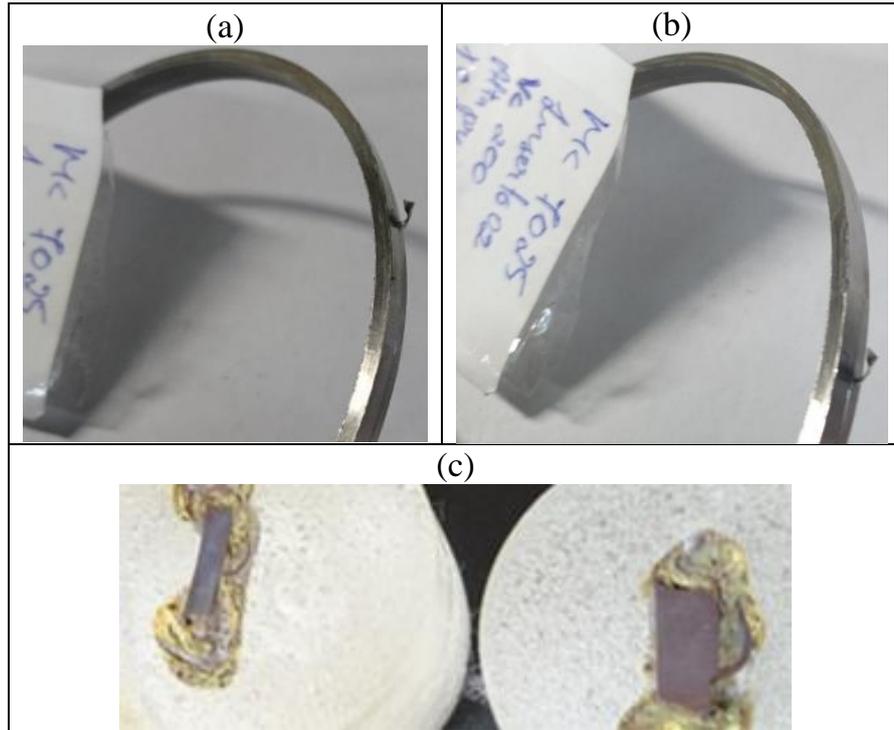


Figura 3.21: Raiz do cavaco gerada pelo dispositivo de parada rápida: a) anel com raiz do cavaco na condição de lubri-refrigeração sob média pressão, (b) raiz do cavaco formada com lubri-refrigeração sob baixa pressão e (c) raízes dos cavacos embutidas.

Para que ocorra a formação da raiz do cavaco, o dispositivo de parada rápida deve ter velocidade de recuo superior à velocidade de corte. Foram realizadas 15 medições de acionamento do dispositivo de parada rápida e a média encontrada para a velocidade de recuo do dispositivo foi de 267 m/min. Assim, velocidades de corte de 150, 200 e 250 m/min foram selecionadas para gerar a raiz do cavaco utilizando apenas o inserto MC 7015 e mantendo os mesmo avanço e profundidade dos ensaios anteriores. A caracterização do cavaco conjuntamente com o monitoramento das forças de corte permitiu a avaliação das tensões atuante no plano de cisalhamento primário, tensões calculadas a partir das relações geométricas obtidas do círculo de Merchant e definidas nas Equações 2.6 e 2.7.

A determinação da deformação e taxa de deformação foi realizada por meio das relações geométricas proposta pelo modelo de Piispanen de formação de cavaco, utilizando as Equações 2.4 e 2.5. Na Figura 3.22 é ilustrada de forma esquemática a medição da distância Δy entre dois planos de cisalhamento. Resalta-se que os ensaios não foram realizados sob condições de corte ortogonal.

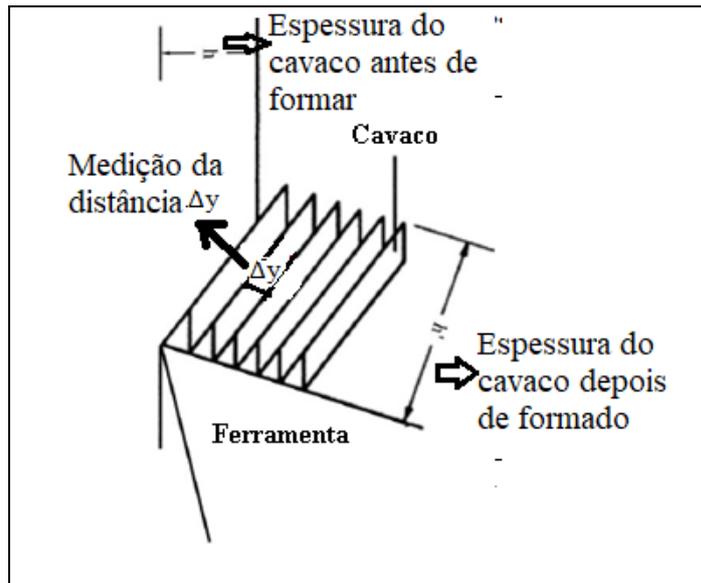


Figura 3.22: Medição da distância Δy entre dois planos de cisalhamento.

Por fim, foram medidos o ângulo de cisalhamento primário (ϕ) utilizando o microscópio óptico Olympus Leica e a microdureza das bandas de cisalhamento dos cavacos utilizando o microdurometro Vickers MVK-H1 com carga de 490,33 Newton e tempo de 20 s (média de cinco medições para ϕ e microdureza). Na Figura 3.23 é ilustrada de forma esquemática a medição do ângulo de cisalhamento ϕ , microdureza das bandas de cisalhamento e medição da distância Δy .

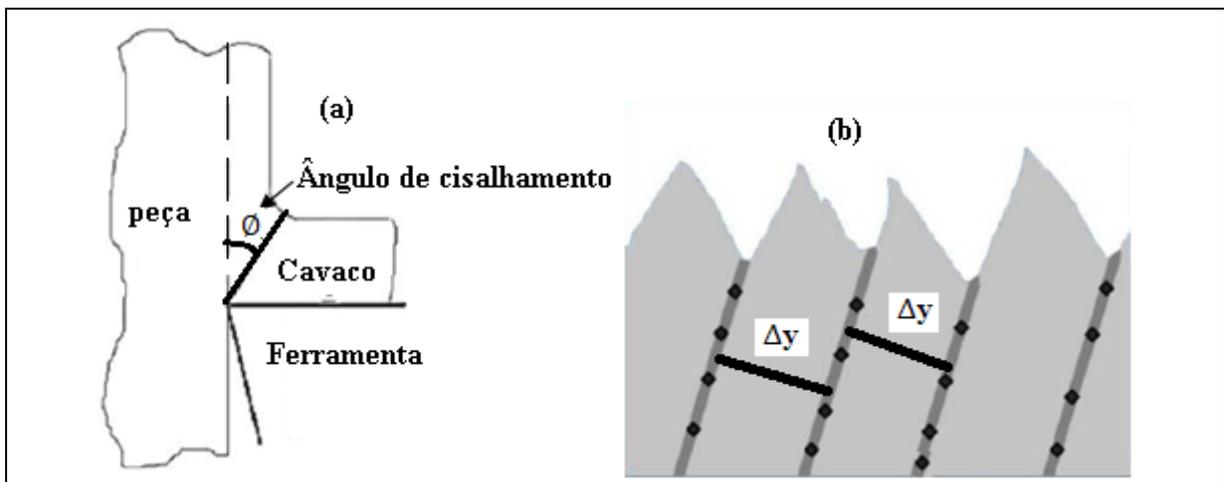


Figura 3.23: Ilustração esquemática das medições de ângulo de cisalhamento ϕ e microdureza: (a) medição do ângulo de cisalhamento, (a) indentações para medição da microdureza das bandas de cisalhamento.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

De forma análoga ao capítulo anterior, a apresentação dos resultados está dividida em duas partes: primeiramente são apresentados os resultados de todos os ensaios de caracterização do AISM e em seguida, os resultados dos testes de torneamento.

4.1 Análise microestrutural do aço AISM

Na Figura 4.1 é apresentada as imagens do AISM antes do ataque e após ataque. Em ambas as imagens nota-se uma possível presença de $Ti(C,N)$. Moreira (2016) e Machado *et al.* (2015) comentam que o titânio é utilizado como elemento químico estabilizador e refinador de grão nos AISM. Esse elemento tem uma influência significativa na melhoria da resistência à corrosão, propriedades mecânicas (tenacidade e resistência mecânica) e na formação de carbonitretos, tais como $Ti(C,N)$.

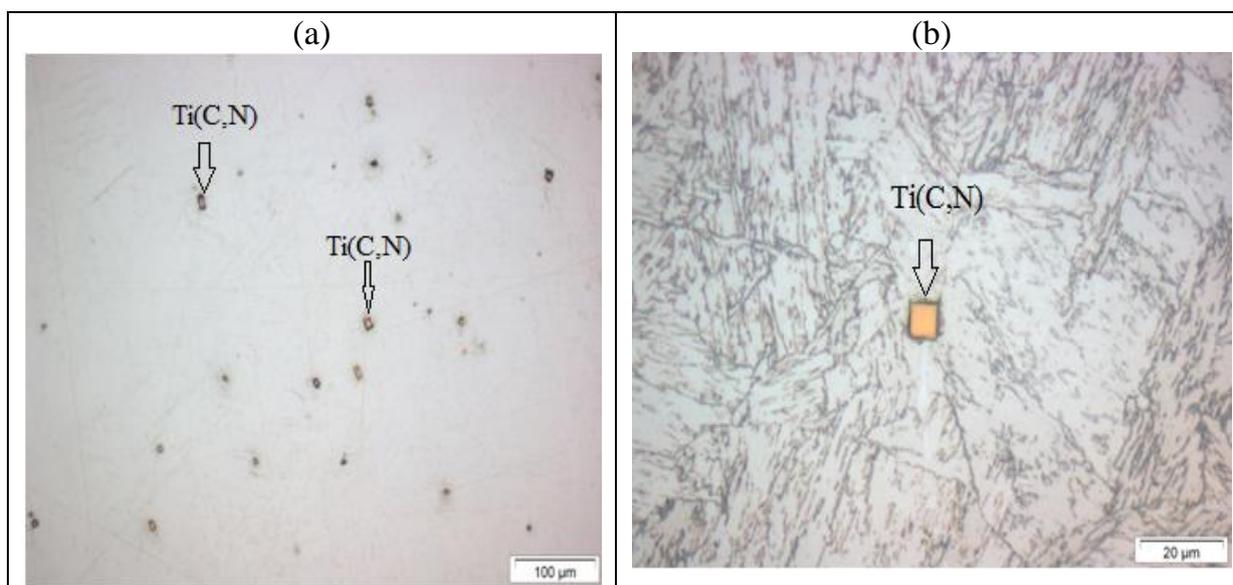


Figura 4.1: Micrografia do aço inoxidável supermartensítico: (a) antes do ataque, (b) após o ataque químico mostrando o precipitado de carbonitreto de titânio sobre a matriz martensítica.

Machado *et al.* (2015) afirmam que a presença de Ti nos aços inoxidáveis torna a sua usinagem mais difícil devido à possibilidade de formação de $Ti(C,N)$ que, conseqüentemente, aumenta ainda mais sua abrasividade e os esforços mecânicos para a formação do cavaco. Entretanto, a presença de Ti inibe a precipitação de carbonitreto de cromo, molibdênio e vanádio, cuja formação reduz a resistência à corrosão e causa endurecimento secundário após revenimento. Por outro lado, a adição de titânio em excesso provoca a precipitação de compostos intermetálicos tais como $TiNi$, que aumentam o endurecimento secundário (MOREIRA, 2016).

Na Figura 4.2 é apresentada a microestrutura do AISM observada ao MEV. Observa-se na Figura 4.2(a) a presença de precipitados de carbonitreto $Ti(C,N)$ e também é possível identificar a martensita não revenida (M) proveniente do tratamento térmico de têmpera e a martensita revenida (M') oriunda do processo de revenimento intercrítico. A Figura 4.2(b) indica as regiões onde foram realizadas as análises por EDS (pontos 1 a 5 e no interior do quadrante em destaque ao centro) apresentados na Figura 4.3.

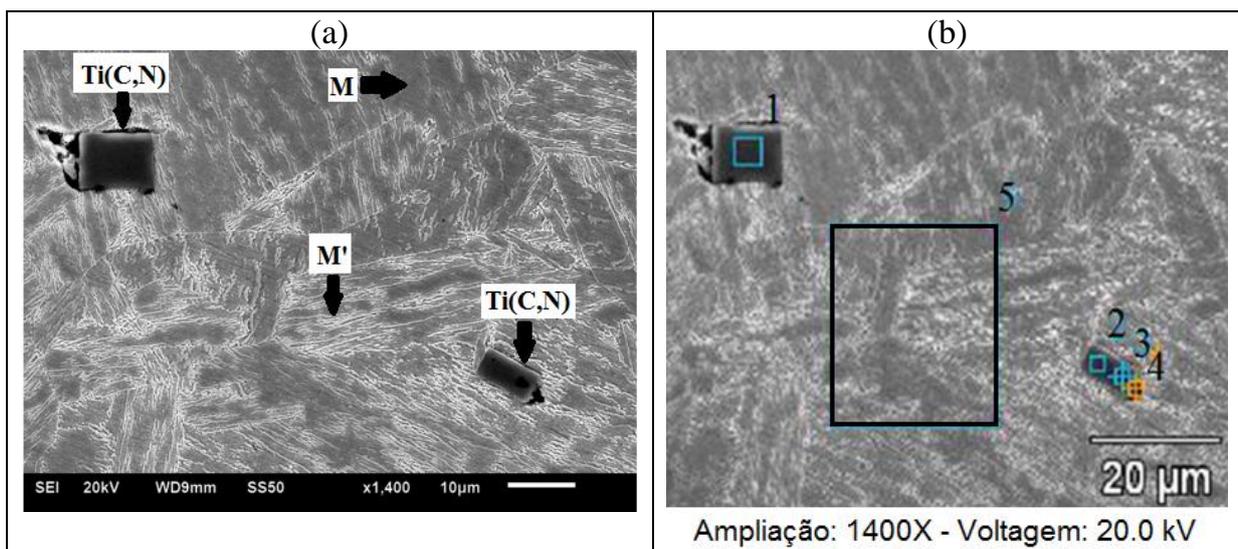


Figura 4.2: Microestrutura do AISM: (a) martensita nova (M), martensita revenida (M') e partículas não metálicas do tipo $Ti(C,N)$ e (b) regiões onde foram realizadas as análises (pontos 1 a 5).

O resultado da análise por EDS mostrado na Figura 4.3 indica que os pontos 1 a 4 (representados nas Figuras 4.3a a 4.3d) apresentaram pequenas variações nos elementos químicos (fruto de segregação química e da fundição), enquanto que o ponto 5 representa a composição da matriz do aço inoxidável supermartensítico. Observa-se a presença de Ti no ponto 1 (Figura 4.1a), reforçando a hipótese da formação de carbonitreto de titânio, enquanto que no ponto 5 nota-se outros elementos químicos presentes na composição do aço e discutidos na seção seguinte.

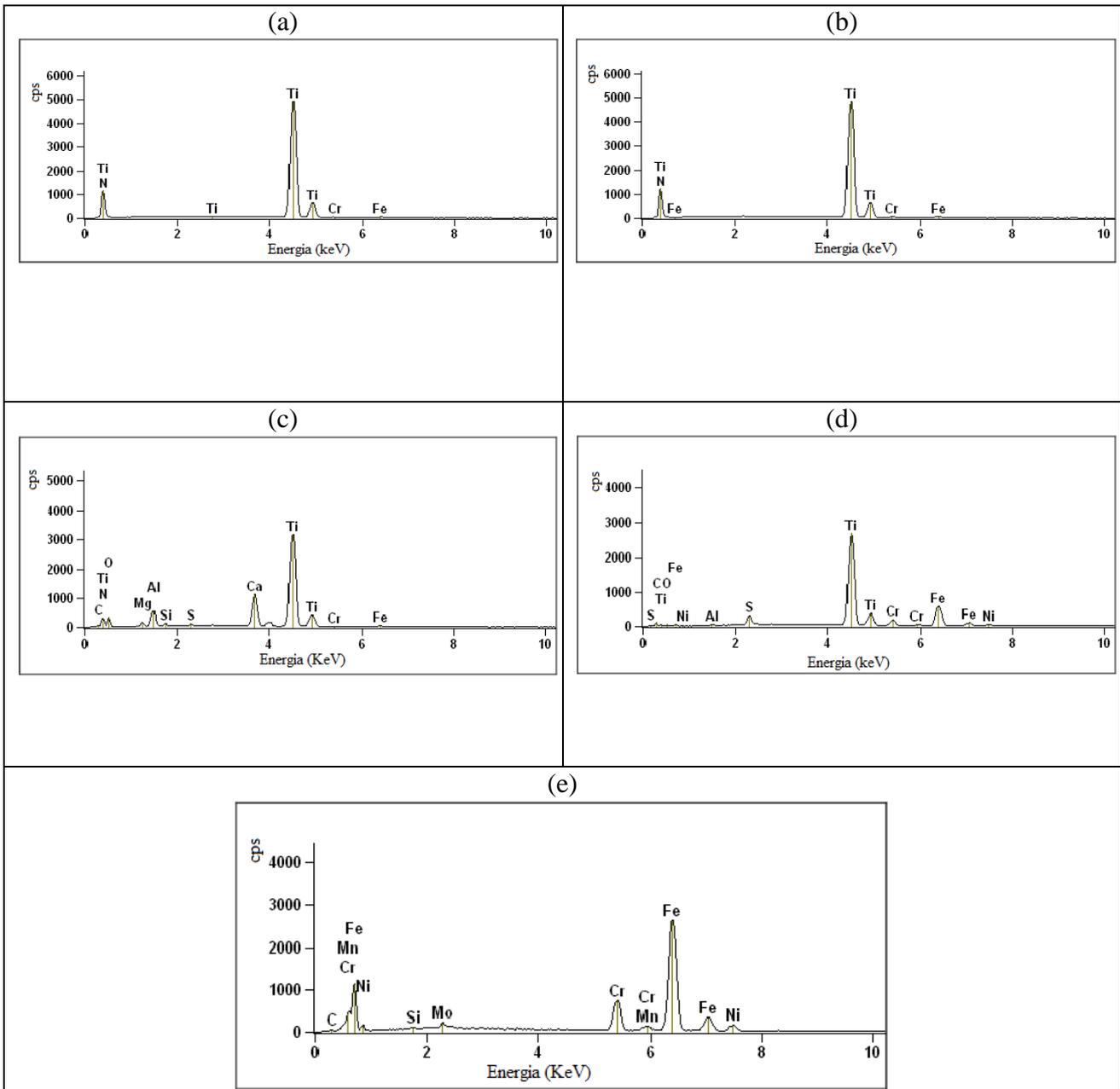


Figura 4.3: Análise da microestrutura por EDS: (a) ponto 1, (b) ponto 2, (c) ponto 3, (d) ponto 4 e (e) ponto 5 da Figura 4.2(b).

4.2 Análise química

O resultado da análise química por espectrometria de emissão óptica é apresentado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Análise da composição química do aço AISM.

Elemento	Concentração (% em massa)
Carbono	0,014
Fósforo	0,02
Enxofre	0,004
Silício	0,26
Manganês	0,49
Cromo	11,75
Molibdênio	1,93
Nitrogênio	0,02
Níquel	5,55
Titânio	0,14
Cobre	0,11

Os valores apresentados na Tabela 4.1 classificam este material como supermartensítico de média liga (Tabela 2.3). Aços com teor de carbono (C) menor que 0,25% têm uma elevada tendência à adesão e formação de aresta postiça de corte. Materiais com este teor de carbono podem ser caracterizados pela estrutura ferrítica. Aços com esta característica apresentam tendência à formação de rebarbas (KLOCKE, 2011). O elemento níquel (Ni) também têm tendência a formar aresta postiça de corte, o que pode promover desgaste de entalhe (MACHADO *et al.*, 2015). O alto teor de níquel dos aços inoxidáveis austeníticos dificulta sua usinagem, pois resulta em maior taxa de encruamento e baixa condutividade térmica (AGUIAR, 2012).

Elementos como cromo (Cr) e molibdênio (Mo), associados aos carbonetos presentes no aço prejudicam a usinabilidade do material. Estes carbonetos de cromo e de molibdênio são partículas duras e abrasivas (SHAW, 2005). Ligas com o alto teor de molibdênio proporcionam um aumento da dureza e maiores forças de usinagem.

Segundo Klocke (2011) e Machado *et al.* (2015), os elementos titânio (Ti) e vanádio (V) presentes na liga não são favoráveis à usinagem porque aumentam os esforços mecânicos para a formação do cavaco. A presença de Ti dificulta a usinagem, pois este elemento forma o elemento carbonitreto de titânio Ti(C,N), que possui elevada abrasividade. Conforme mencionado anteriormente, o vanádio combinado com o cromo aumenta a resistência mecânica e ductilidade, fatores que influenciam negativamente a usinabilidade.

O elemento manganês (Mn), em concentrações acima de 1,5%, facilita a usinabilidade de aços com baixo teor de carbono, pois ajuda na formação do cavaco (KLOCKE, 2011). O manganês tem alta afinidade química com o enxofre (S), formando o sulfeto de manganês. O aumento da concentração deste composto melhora a usinabilidade dos aços ferríticos, martensíticos e austeníticos (KOSA e NEY, 1989).

De acordo com Machado *et al.* (2015), o elemento silício (Si) pode influenciar de forma positiva na formação do cavaco, facilitando a sua quebra, porém pode aumentar o desgaste por abrasão nas ferramentas de corte.

O elemento cobre (Cu) tem pouca influência sobre a formação de cavacos, porém sua presença pode contribuir para o aumento da ductilidade do aço, ou seja, auxiliar na formação de cavacos mais longos (DINIZ *et al.*, 2013).

Klocke (2011) afirma que a presença de fósforo (P) auxilia na formação de cavacos curtos, sendo que em concentrações acima de 0,1% melhora a qualidade da superfície usinada.

O valor da resistência equivalente à corrosão por pites, PREN (*pitting resistance equivalent*) é calculada pela Equação 4.1 (ASTM A 890 e SILVA, 2010):

$$\text{PREN} = \text{Cr}\% + 3,3(\text{Mo}\% + 0,5\text{W}) + 16\text{N}\% \quad (4.1)$$

Silva (2010) relata que este número estima a resistência à corrosão de um aço em função das concentrações de cromo, molibdênio, tungstênio e nitrogênio. Embora este parâmetro seja empregado para os aços inoxidáveis austeníticos, também pode ser aplicado aos inoxidáveis martensíticos e duplex. Aços inoxidáveis supermartensíticos apresentam PREN na faixa de 12 a 20, valores abaixo dos aços inoxidáveis duplex, que têm PREN = 30 como referência. No caso do material em estudo, o valor do PREN é de 18,4.

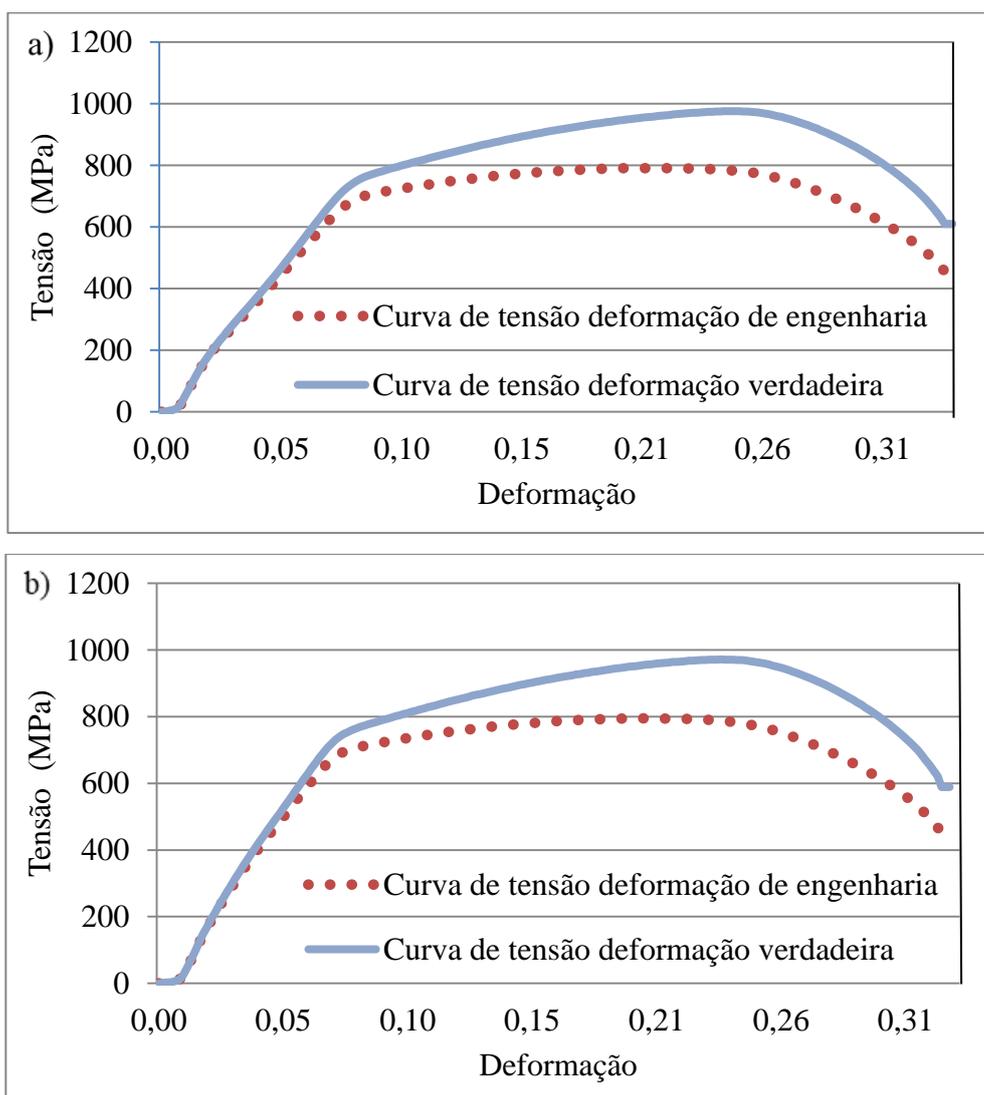
De uma forma geral, os aços inoxidáveis são considerados mais difíceis de se usinar quando comparados aos outros materiais (alumínio ou aços de baixo carbono) em função dos elementos de liga, que aumentam a tenacidade e ductilidade e favorecem a formação de cavacos longos, facilitando o aumento da área de contato entre ferramenta e cavaco e aumentando o desgaste das ferramentas de corte. A sua baixa condutividade térmica proporciona o aumento de temperatura na ferramenta de corte (vida da ferramenta mais curta) e a alta taxa de encruamento leva a maior consumo de potência na usinagem. Por fim, a formação da aresta postiça de corte é facilitada.

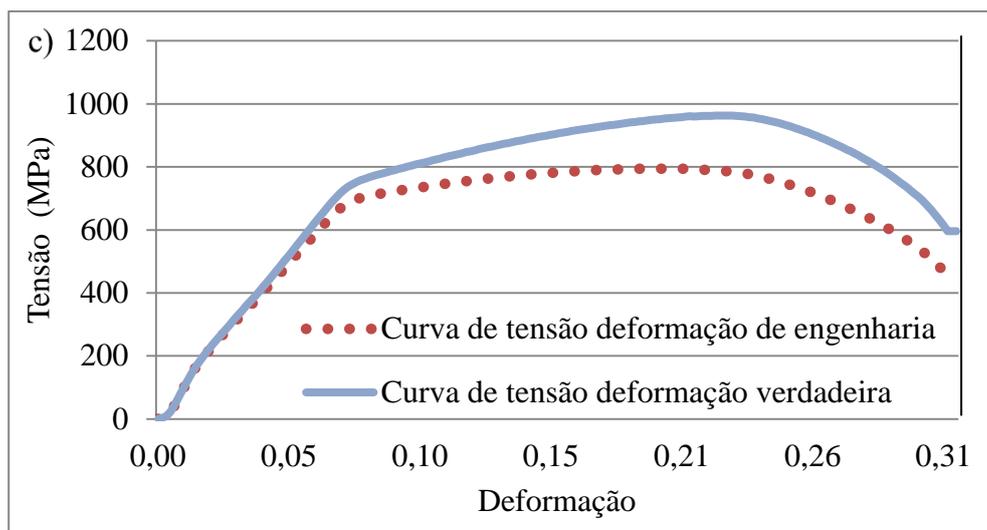
4.3 Resistência à tração

As curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira foram elaboradas a partir dos ensaios de tração dos três corpos de provas e estão representadas no

Gráfico 4.1. Não foi identificada variação significativa entre os valores da tensão-deformação de engenharia e verdadeira nos Gráficos 4.1(a), 4.1(b) e 4.1(c).

Gráfico 4.1: Curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira para três corpos de provas (a, b e c).



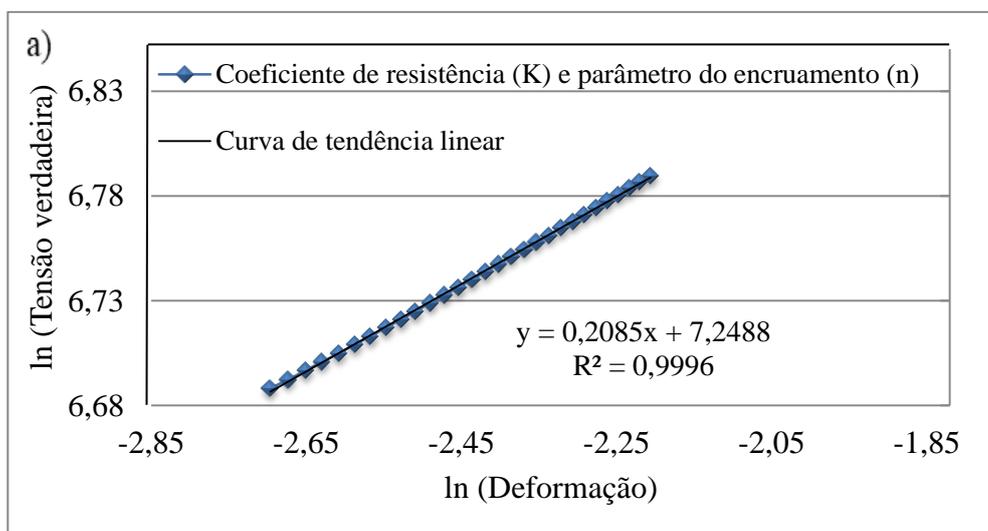


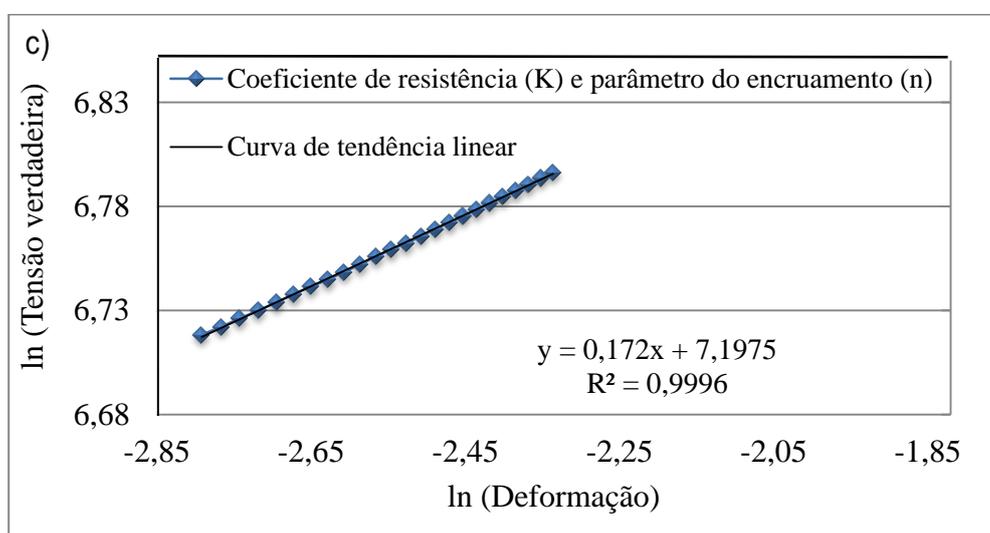
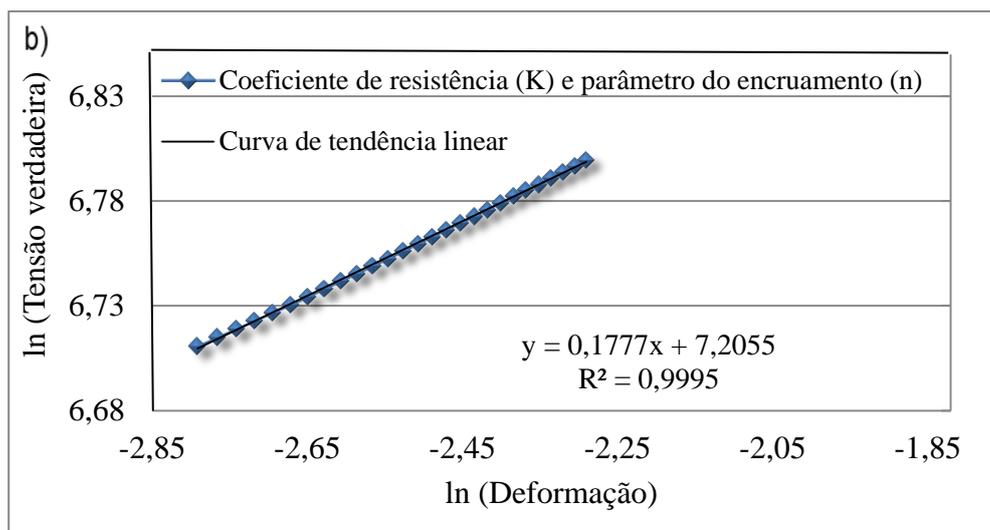
Os valores de K e n do AISM estão consolidados na Tabela 4.2. Os valores dos coeficientes de resistência K e grau de encruamento n são mostrados no Gráfico 4.2. Não foi identificada uma diferença significativa entre os valores dos coeficientes K e n nos Gráficos 4.2 (a), 4.2(b) e 4.2(c).

Tabela 4.2: Valores de K e n para o AISM.

Corpo de prova	K (MPa)	n
1	1405,29	0,208
2	1346,14	0,177
3	1335,42	0,172
Média	1346,14	0,177
Desvio padrão	37,63	0,019

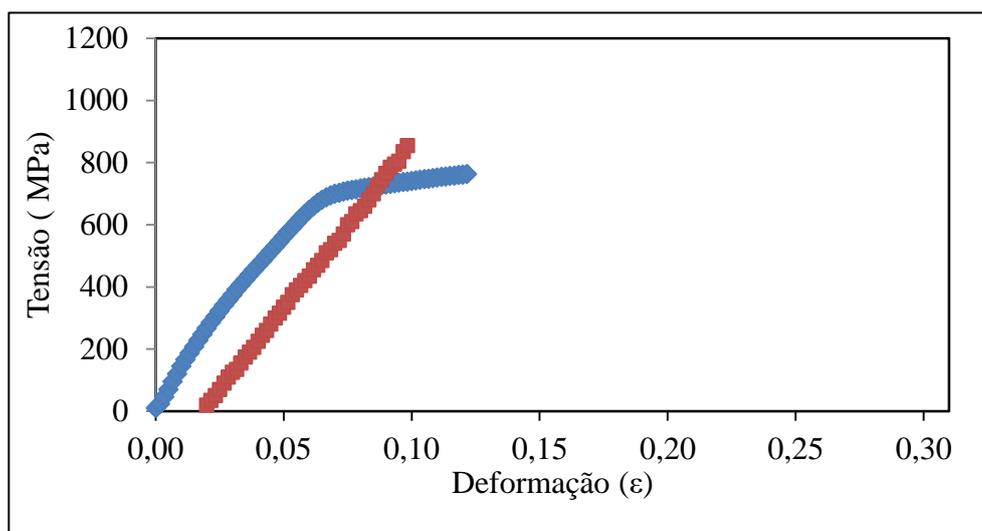
Gráfico 4.2: Coeficiente de resistência K e grau do encruamento n dos três corpos de provas (a, b e c).





Os valores médios referentes ao limite de escoamento 0,02% L.E. (interseções do Gráfico 4.3) e do limite de resistência a tração L.R.T. dos três corpos de provas são, respectivamente, 738,69 MPa e 794,69 MPa. Os valores dos limites de escoamento e resistência do aço inoxidável supermartensítico são mais elevados em comparação aos aços inoxidáveis martensíticos, duplex, ferríticos e austeníticos (COSTES *et al.*, 2006). Os valores encontrados também são próximos dos valores dos AISM obtidos da literatura (RODRIGUES *et al.*, 2005).

Gráfico 4.3: Curvas para determinação do limite de escoamento a 0,02%.



4.4 Dureza

Na Tabela 4.3 são apresentados os resultados da dureza das seções transversal e longitudinal do AISM. Os valores encontrados são condizentes com os estabelecidos por NACE 15156-3 (2010) e SUMITOMO (2013) e situados na faixa de 283-290 HV. Na Tabela 4.4 são apresentadas as constantes σ , k , n e a dureza HV para os aços inoxidáveis obtidos na literatura. Observa-se que o valor da resistência a tração (σ) do aço AISM é maior em comparação aos aços apresentados na Tabela 4.4 e que seu coeficiente de resistência k também é maior. Porém, o valor do coeficiente n é menor, próximo do aço inoxidável martensítico (VSM13), o que indica que o aço AISM tem uma baixa taxa de encruamento em relação aos aços inoxidáveis comparados. Nota-se que o valor da dureza do aço AISM é superior aos aços inoxidáveis analisados. A elevada dureza e resistência mecânica do aço AISM pode aumentar a dificuldade de usinagem do material, aumentando a resistência para o cisalhamento e deformação do cavaco, conseqüentemente, maiores esforços de corte, temperatura de corte e desgaste de ferramenta.

Tabela 4.3: Dureza (HV₃₀) do AISM.

	Transversal	Longitudinal
	290	283
	281	289
	281	283
	291	290
	295	297
	293	281
Média	290,5	286
Desvio padrão	6,06	6,01

Tabela 4.4: Constante de Johnson-Cook obtidos da literatura para os aços inoxidáveis

Aços inoxidáveis	σ	K (MPa)	n	HV	Referências
Austenítico (V304UF)	252	2285	0,65	154	BARBOSA (2014)
Duplex (N4462)	562	1319	0,26	229	BARBOSA (2014)
Martensítico (VSM13)	678	1202	0,14	276	BARBOSA (2014)
AISI 304L	253	685,1	0,31	155	MAUREL-PATEL <i>et al.</i> , (2012)
AISI 304	210	1383,2	0,91	146	GUPTA <i>et al.</i> , (2013)

4.5 Ensaios de torneamento

As informações referentes à sequência dos testes são apresentadas na Tabela A1 (Apêndice A). Com o propósito de validar a coleta dos dados, é necessário verificar se as distribuições de probabilidade associadas ao conjunto das variáveis de entrada seguem determinada distribuição normal. O teste de Anderson-Darling foi utilizado para o teste de normalidade, assim, se o p-valor for maior que o nível de significância ($\alpha = 0,05$), rejeita-se a hipótese nula de que os dados seguem determinada distribuição normal.

4.5.1 Rugosidade

Os resultados da análise de variância para os valores de rugosidade Ra e Rz obtidos após o torneamento do AISM são apresentados, respectivamente, nas Tabela 4.3 e 4.6 e a Tabela A2 (Apêndice A) apresenta os resultados de Ra e Rz para cada teste. A contribuição percentual de cada fator sobre as variáveis respostas foi calculada por meio da Equação 4.2 (OKASHA *et al.*, 2012):

$$\text{Porcentagem de contribuição} = \frac{\text{Soma dos quadrados do fator}}{\text{Soma total dos quadrados}} \quad (4.2)$$

Tabela 4.3: Análise de variância para desvio médio aritmético (Ra).

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor
v_c	2	0,0359	0,0179	0,18	0,846
Inserto	2	0,8863	0,4431	4,32	0,100
Lubri-refrigeração	1	0,0873	0,0873	0,85	0,408
v_c x inserto	4	0,3249	0,0812	0,79	0,586
v_c x Lubri-refrigeração	2	0,6412	0,3206	3,13	0,152
Inserto x Lubri-refrigeração	2	0,0612	0,0306	0,30	0,757
Erro	4	0,4100	0,1025		
Total	17	2,4467			

R-Sq = 83,24% R-Sq(adj) = 71,77%

Conforme a análise de variância conduzida para um nível de confiança de 95%, identifica-se na Tabela 4.3 que nenhum fator ou interação apresentou influência significativa sobre o desvio médio aritmético (rugosidade Ra) e que o coeficiente de correlação ajustado (R-Sq) foi de 71,77%. Também verifica-se na Tabela 4.4 que os fatores de entrada não apresentaram influência sobre altura máxima do perfil (rugosidade Rz) e que neste caso o coeficiente de correlação ajustado (R-Sq) foi de 72,27%. Na Tabela A3 e nos Gráficos A1 e A2 (Apêndice A) são apresentados os resultados das rugosidades para os fatores estudados. A ferramenta MC 7015 promoveu valores médios de rugosidades mais baixos ($Ra = 0,93 \mu\text{m}$ e $Rz = 4,86 \mu\text{m}$), independentemente da pressão do fluido de corte. Além disso, é apresentado nos Gráficos A3 e A4, respectivamente, que a velocidade de corte não afetou Ra e Rz, embora a elevação daquela tenha promovido uma leve redução da rugosidade Ra ($Ra = 1,31 \mu\text{m}$ e $Rz = 6,42 \mu\text{m}$ para velocidade de 200 m/min, $Ra = 1,24 \mu\text{m}$ e $Rz = 5,96 \mu\text{m}$ para velocidade de 250 m/min e $Ra = 1,20 \mu\text{m}$ e $Rz = 5,99 \mu\text{m}$ para velocidade de 300 m/min).

Tabela 4.4: Análise de variância para altura máxima do perfil (Rz).

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor
v_c	2	0,793	0,397	0,20	0,829
Inserto	2	13,663	6,831	3,38	0,138
Lubri-refrigeração	1	3,265	3,265	1,62	0,272
v_c x Inserto	4	9,001	2,250	0,31	0,460
v_c x Lubri-refrigeração	2	6,409	3,205	1,59	0,311
Inserto x Lubri-refrigeração	2	1,245	0,622	0,31	0,751
Erro	4	8,081	2,020		
Total	17	42,457			

R-Sq = 80,97% R-Sq(adj) = 72,27%

4.5.2 Vida e desgaste de ferramenta

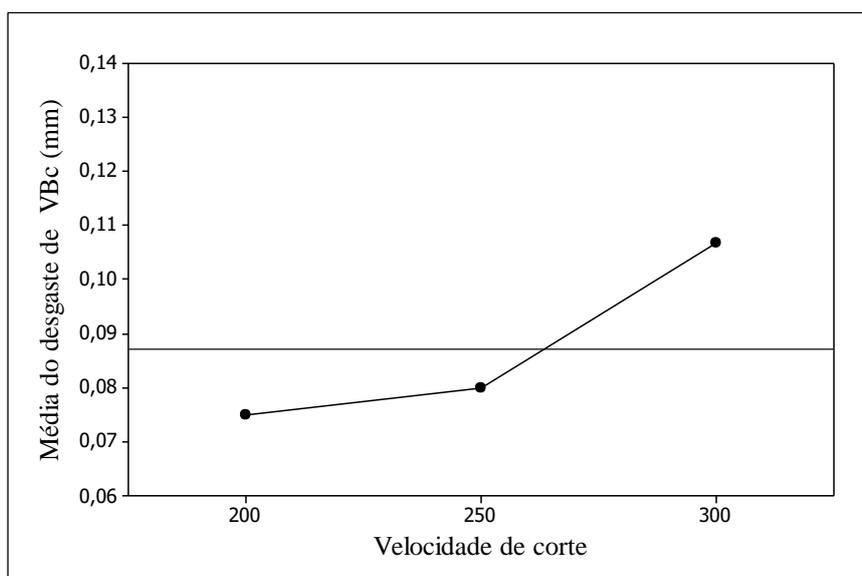
A cada 2 minutos de corte de um tempo total de 10 minutos foi realizado a medição de desgaste de flanco (VBc). Na Tabela 4.5 é apresentado o resultado da ANOVA para desgaste de flanco VBc após 10 minutos de corte do AISM a partir dos dados apresentados na Tabela A2 do Apêndice A. Nota-se que o p-valor é menor que 0,05 para os fatores velocidade de corte, inserto e lubri-refrigeração, o que significa que tais fatores apresentam influência estatisticamente significativa sobre VBc. A variável velocidade de corte apresenta uma contribuição de 20,50%, o inserto apresenta maior contribuição sobre o desgaste de flanco (69,24 %) e lubri-refrigeração, 5,53 %. A interação entre inserto e lubri-refrigeração também apresentou influência sobre o desgaste de flanco (2,03 %). As interações entre v_c e lubri-refrigeração e entre v_c e inserto não apresentam influência significativa sobre o desgaste de flanco e o coeficiente de correlação ajustado (R-Sq) foi de 97,77%. O coeficiente de correlação ajustado (R-Sq) maior que 70% indica que os fatores explicam uma boa porcentagem da variação observada.

Tabela 4.5: Análise de variância para o desgaste de flanco (VBc).

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor	Contribuição
v_c	2	0,0034778	0,001722	78,25	0,001	20,50%
Inserto	2	0,0117444	0,0058722	264,25	0,000	69,24%
Lubri-refrigeração	1	0,0009389	0,0009389	42,25	0,003	5,53%
v_c x Inserto	4	0,0002889	0,0000722	3,25	0,140	
v_c x Lubri-refrigeração	2	0,0000778	0,0000389	1,75	0,284	
Inserto x Lubri-refrigeração	2	0,0003444	0,0001722	7,75	0,042	2,03 %
Erro	4	0,0000889	0,0000222			
Total	17	0,0169611				

R-Sq = 99,48% R-Sq(adj) = 97,77%

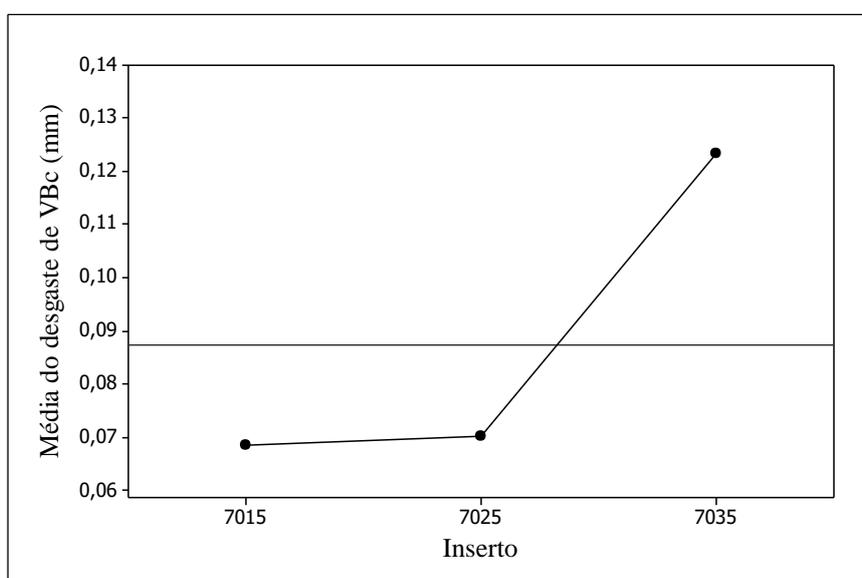
No Gráfico 4.4 é apresentada a influência da velocidade de corte sobre o desgaste de flanco. Nota-se que a velocidade de corte de 200 m/min apresentou o menor valor de VBc, seguido das velocidades de corte de 250 e 300 m/min.

Gráfico 4.4: Influência da v_c sobre o desgaste de flanco (VBc).

Referente ao efeito de v_c sobre o desgaste de flanco, o aumento da velocidade de corte está ligado à elevação da temperatura na interface inserto/cavaco. Esta elevação de temperatura promove o aumento da oxidação e deformação plástica dos revestimentos, levando-os ao colapso e a taxas mais elevadas de desgaste (DE MELO, 1998 e EZUGWU *et al.*, 2001).

No Gráfico 4.5 é apresentada a influência dos insertos sobre o desgaste de flanco. Observa-se que o inserto MC 7015 apresentou o menor valor médio do desgaste de flanco, seguido de perto pelo inserto MC 7025, mas não para o MP 7035.

Gráfico 4.5: Influência do inserto sobre o desgaste de flanco (VBc).



Uma possível explicação do comportamento quanto ao desgaste de flanco (VBc) dos insertos está relacionada à perda dos revestimentos em função dos mecanismos de desgaste predominantes e das tensões na região de corte (RODRIGUES, 2005). O inserto MP 7035 possui revestimento monocamada de (Al, Ti)N com alto teor de Al, o que pode ter contribuído para o desgaste acelerado, enquanto que os insertos MC 7015 e 7025 têm o mesmo revestimento TiC,N + Al₂O₃ + TiN, porém, são multicamadas que retardam a perda de material. A camada externa de TiN apresenta menor coeficiente de atrito e consegue reduzir o atrito durante o escorregamento do cavaco com a superfície de saída da ferramenta, retardando os mecanismos de desgaste. Uma possível falha prematura do revestimento (Al,Ti)N levou a maior exposição do substrato e, conseqüentemente, a um maior desgaste (KROLCZYK *et al.*, 2013). Além disso, este revestimento tem a capacidade de transformar-se em um novo composto (Al₂O₃), que tem afinidade química com a camada passivadora de Cr₂O₃, promovendo adesão e contribuindo para o desgaste do inserto (AGUIAR, 2012).

Outra possível explicação para o comportamento dos insertos em relação a VBc pode estar ligada à classe dos insertos. Os insertos MC 7015, MC 7025 e MP 7035 possuem dureza do substrato e resistência a ruptura transversal, respectivamente, de 90,7 HRA e 2,0 GPa - 89,4 HRA e 2,4 GPa - 89,0 HRA e 2,6 GPa. Portanto, o inserto MC 7015 (classe ISO M10-20) possui substrato mais duro, aliado ao revestimento de multicamada pode ter contribuído para uma melhor resposta em relação ao desgaste de flanco.

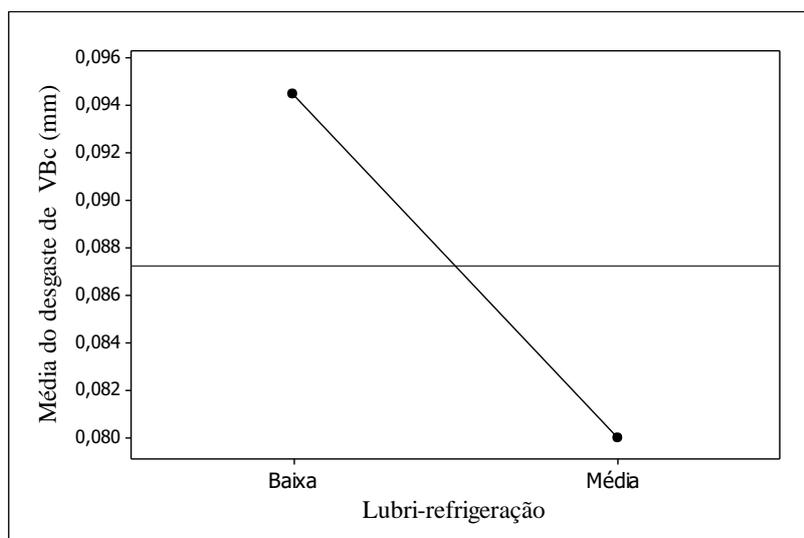
Na Tabela 4.6 é apresentado o resultado da comparação múltipla (Tukey), também conhecida como teste de contraste. Nota-se que o p-valor é menor que 0,05 para os insertos MP 7015 e MC 7035, o que significa que o desempenho dos insertos é diferente. Para o caso dos insertos MC 7015 e MC 7025, o p-valor é maior que 0,05, portanto os insertos têm comportamentos semelhantes perante o desgaste de flanco VBc.

No Gráfico 4.6 é apresentada a influência da lubri-refrigeração sobre o desgaste de flanco. Nota-se que a lubri-refrigeração sob média pressão é a condição que proporciona os menores valores de VBc.

Tabela 4.6: Resultado do teste de contraste para o material do inserto.

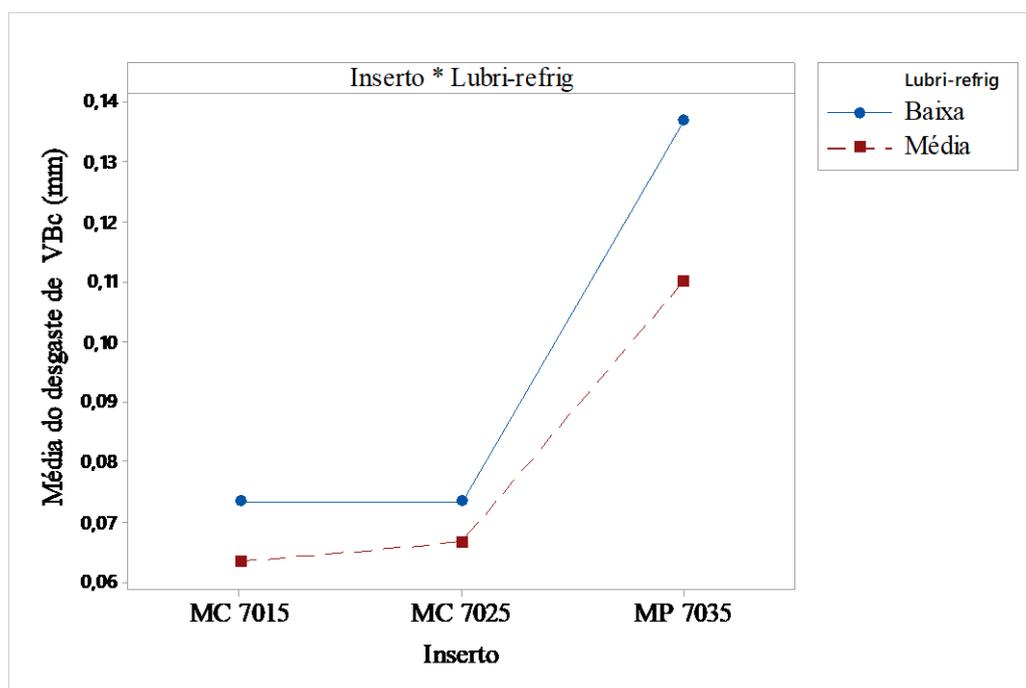
Inserto	C	C ² /2*n	Grau de liberdade	Quadrado médio	F calculado	F tabela	p-valor
MC 7015 x MP 7035	0,330	3,03* 10 ⁻³	1	3,02 * 10 ⁻³	136,12	4,45	0,00
MC 7015 x MC 7025	0,010	2,78*10 ⁻⁶	1	2,78 *10 ⁻⁶	0,12	4,45	0,73

Gráfico 4.6: Influência da lubri-refrigeração sobre o desgaste de flanco (VBc).

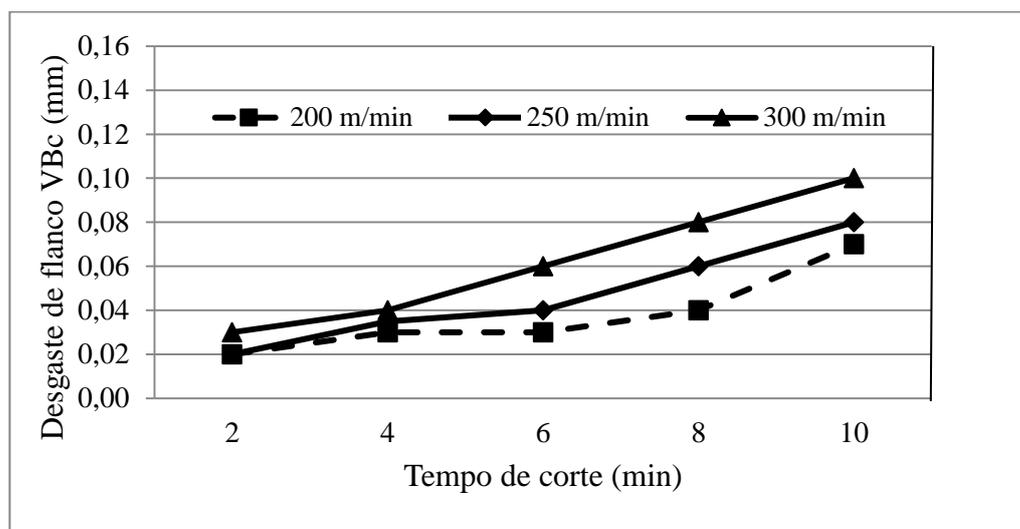
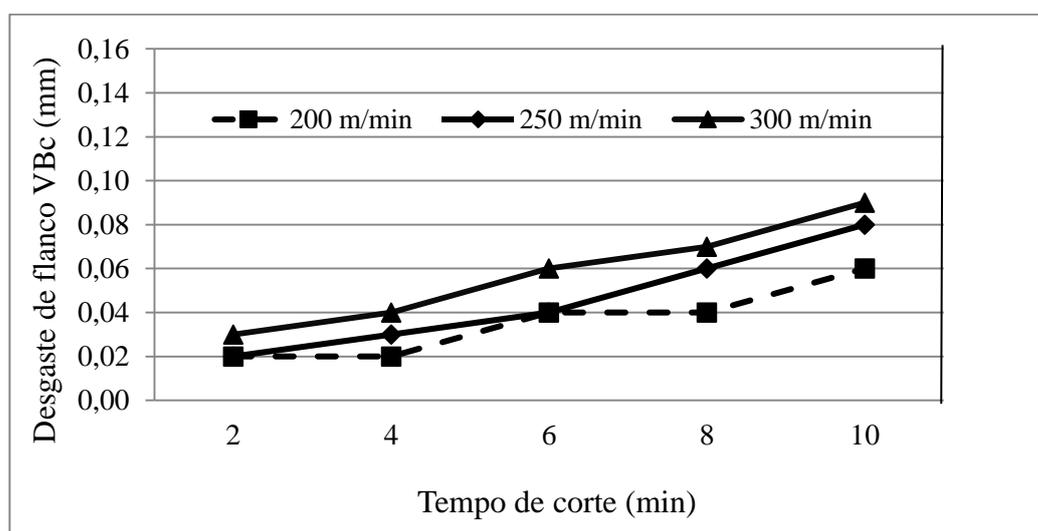


Uma possível explicação para a lubri-refrigeração sob média pressão resultar em menor do desgaste de flanco seria a formação de uma cunha hidráulica entre o cavaco e a superfície de saída do inserto pelo jato sob média pressão (NAVES *et al.* 2013). A lubri-refrigeração sob média pressão retarda o desgaste do inserto devido à maior pressão e velocidade do fluido de corte (8 MPa e 101 m/s, respectivamente). Conforme será visto a seguir, os piores resultados obtidos com lubri-refrigeração sob baixa pressão (0,1 MPa e velocidade do fluido de 11,3 m/s), provavelmente se devem ao fato de que nesta condição não seja possível garantir que o fluido atinja a região mais próxima à zona de aderência. Com isso, a eficiência da lubri-refrigeração nesta condição é prejudicada e também a taxa de desgaste (OLIVEIRA JUNIOR, 2013). Além disso, os dois métodos de lubri-refrigeração proporcionam a redução da temperatura, contribuindo para a redução dos efeitos prejudiciais que esta promove sobre a resistência ao desgaste dos insertos. No Gráfico 4.7 é ilustrada a interação entre o inserto e a lubri-refrigeração. Nota-se que a lubri-refrigeração sob média pressão apresentou menor valor de desgaste VBc quando utilizou-se o inserto MC 7015 seguido do MC 7025 e MP 7035.

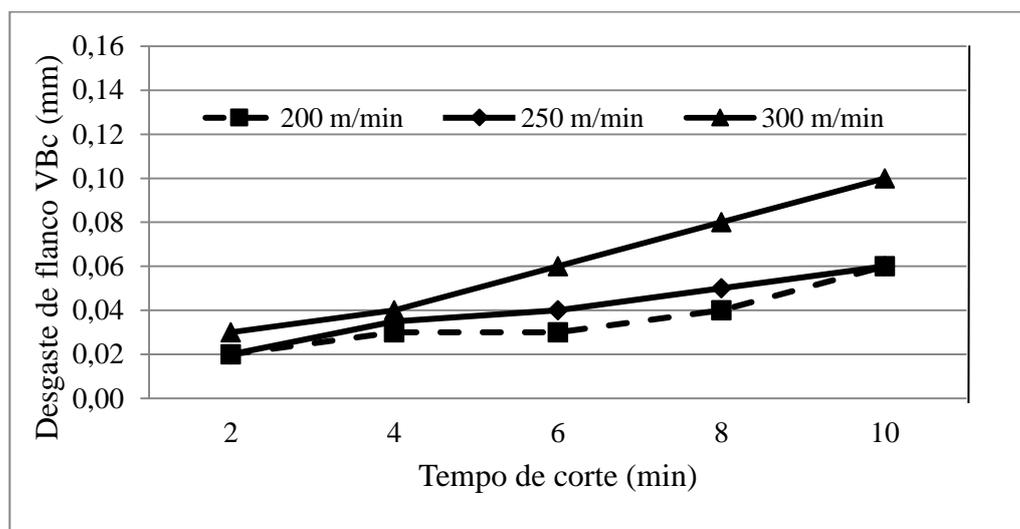
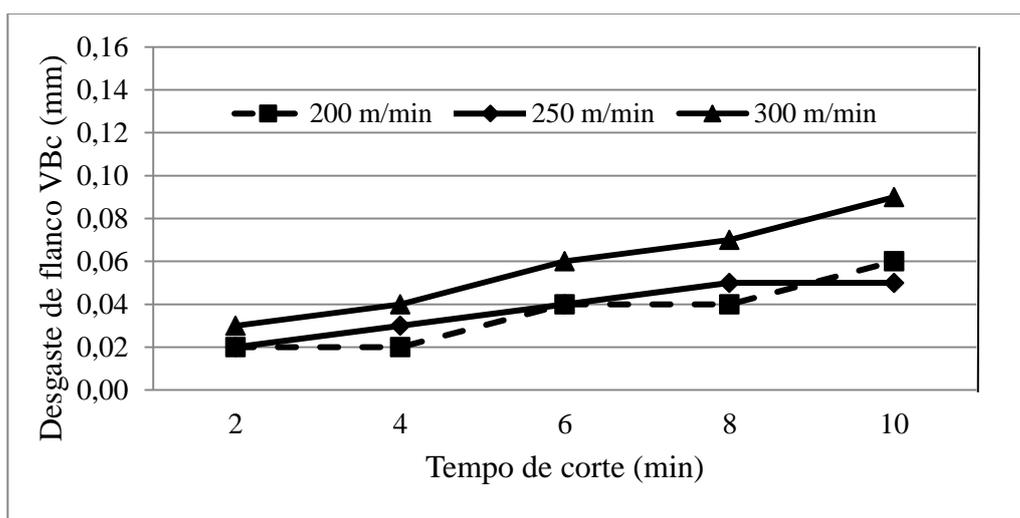
Gráfico 4.7: Interação entre o inserto e a lubri-refrigeração sobre o desgaste VBc.



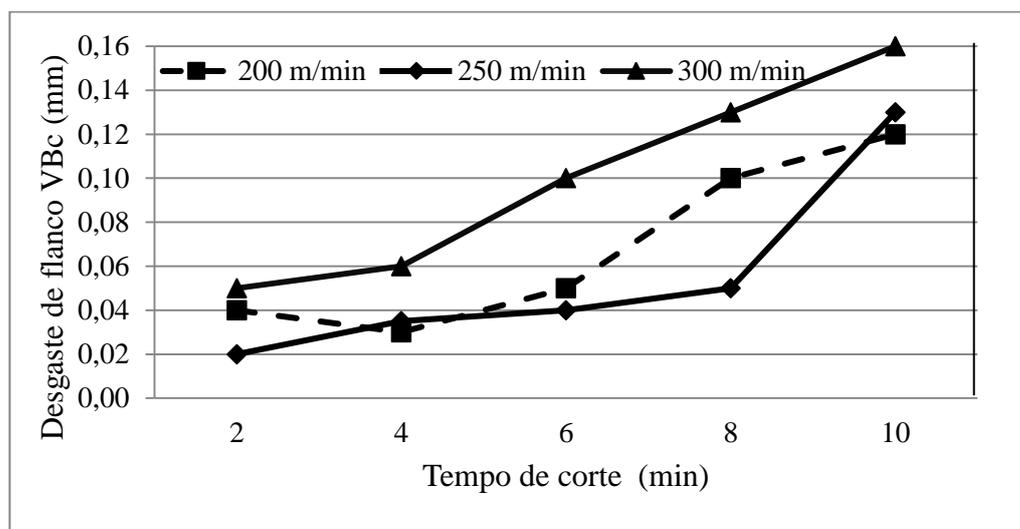
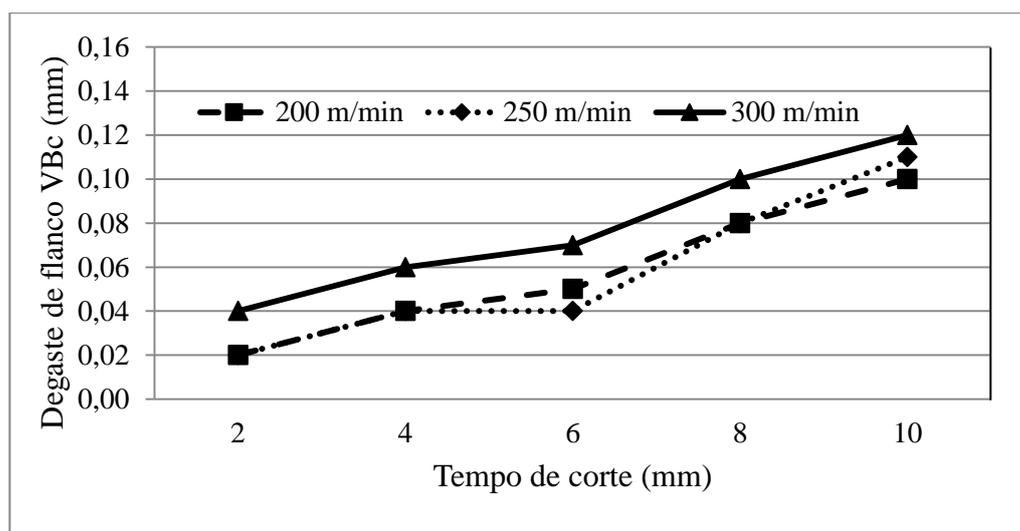
Nos Gráficos 4.8 a 4.13 são apresentados os desgastes VBc dos insertos na condição da lubri-refrigeração sob baixa e média pressão e sob distintas velocidade de corte em função do tempo de corte de 10 minutos ($f = 0,15$ mm/rev e $a_p = 0,7$ mm). Observa-se no Gráfico 4.8 que o desgaste do inserto MC 7015 foi maior ao final de um tempo de corte de 10 minutos quando submetido à velocidade de corte de 300 m/min, seguido por 250 e 200 m/min. No Gráfico 4.9 é apresentado o comportamento é semelhante ao Gráfico 4.8, independentemente da velocidade de corte testada, porém, quando o torneamento foi realizado sob baixa pressão, o valor do desgaste do inserto MC 7015 foi um pouco maior em relação à condição de lubri-refrigeração sob média pressão.

Gráfico 4.8: Vida do inserto MC 7015 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob baixa pressão ($t = 10$ min).Gráfico 4.9: Vida do inserto MC 7015 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob média pressão ($t = 10$ min).

No Gráfico 4.10 é mostrado que o desgaste do inserto MC 7025 foi um pouco maior ao final do tempo de corte quando utilizou-se a velocidade de corte de 300 m/min seguido por 250 e 200 m/min. Comportamento similar foi observado no teste com o inserto MC 7025 sob média pressão (Gráfico 4.11). Nos Gráficos 4.10 e 4.11 é identificado um comportamento similar para o desgaste quando utilizou-se a velocidade de corte de 300 m/min, porém, quando o torneamento foi realizado sob baixa pressão, os valores de desgaste do inserto MC 7025 para as velocidades de cortes 250 e 200 m/min foram similares (0,06 mm) e ainda um pouco maiores do que na condição da lubri-refrigeração sob média pressão.

Gráfico 4.10: Vida do inserto MC 7025 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob baixa pressão (t=10 min).Gráfico 4.11: Vida do inserto MC 7025 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob média pressão (t=10 min).

No Gráfico 4.12 é mostrado que o desgaste VBc do inserto MP 7035 ao final de um tempo de corte de 10 minutos aumentou com a elevação da velocidade de corte. Este comportamento também foi identificado no Gráfico 4.13 (lubri-refrigeração sob média pressão). Observa-se nos Gráficos 4.8 a 4.13 um comportamento similar para o VBc quando utiliza-se a velocidade de corte de 300 m/min, porém, quando o torneamento é realizado sob baixa pressão, os valores do desgaste do inserto MP 7035 são maiores para todas velocidades de corte quando comparados com a condição de lubri-refrigeração sob média pressão.

Gráfico 4.12: Vida do inserto MC 7035 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob baixa pressão ($t=10$ min).Gráfico 4.13: Vida do inserto MC 7035 sob distintas v_c e lubri-refrigeração sob média pressão ($t=10$ min).

Comparando o desgaste dos insertos na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão (Gráficos 4.8, 4.10 e 4.12), o inserto MP 7035 foi o que apresentou o desgaste mais acentuado para todas as velocidades de corte testadas. Na condição de lubri-refrigeração sob média pressão (Gráficos 4.9, 4.11 e 4.13), o desgaste dos insertos MC 7015 e MC7025 foram similares, porém, o inserto MC 7025 apresentou menor valor de VBc para velocidades de corte de 200 e 250 m/min quando submetido a lubri-refrigeração sob baixa pressão (Gráfico 4.10) e apresentou menor valor de VBc para velocidade de corte de 250 m/min quando submetido a lubri-refrigeração sob média pressão (Gráfico 4.11), independentemente das velocidades de corte testadas, enquanto que o desgaste do inserto MP 7035 foi maior o desgaste, principalmente sob velocidade de corte de 300 m/min. Observa-se ainda que com o aumento da velocidade de corte, a taxa de desgaste é crescente para todos os insertos, porém a

penetração do jato com média energia cinética na interface cavaco-ferramenta reduz o desgaste por minimizar o contato na zona de aderência, favorecendo a lubrificação e redução da temperatura e do atrito na interface cavaco-ferramenta (EZUGWU *et al.*, 2007; OLIVEIRA JUNIOR, 2013 e NAVES *et al.* 2013). Nas Figuras 4.4 a 4.6 são mostradas, respectivamente, as superfícies de saída e de folga dos insertos MC 7015, MC 7025 e MP 7035 após 10 minutos de corte sob velocidades de corte e condições de lubri-refrigeração distintas ($f = 0,15$ mm/rev. e $a_p = 0,7$ mm).

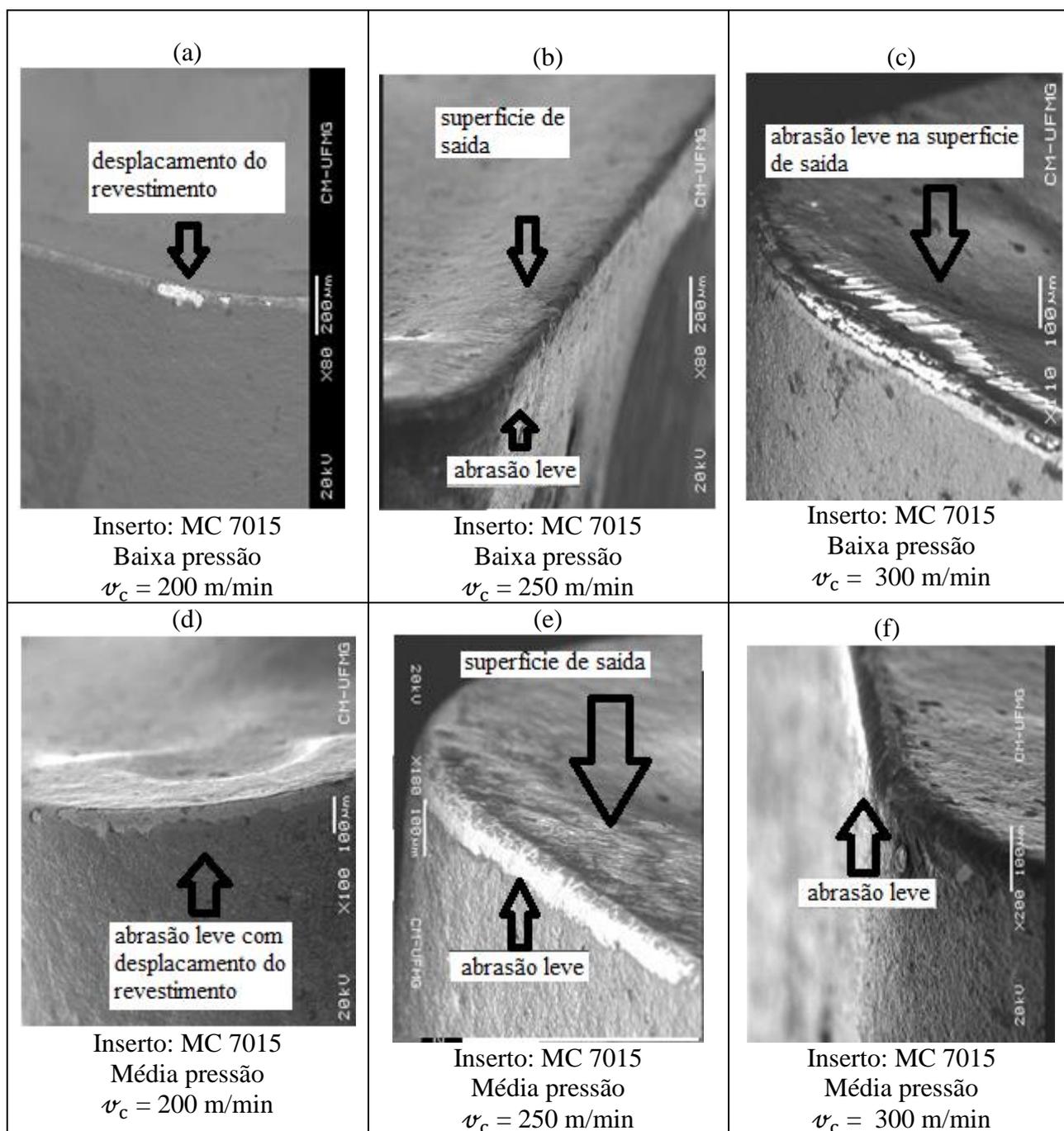


Figura 4.4: Desgaste dos insertos MC 7015 após a usinagem com a lubri-refrigeração sob baixa pressão e velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min e sob média pressão e velocidades de corte de (d) 200, (e) 250 e (f) 300 m/min.

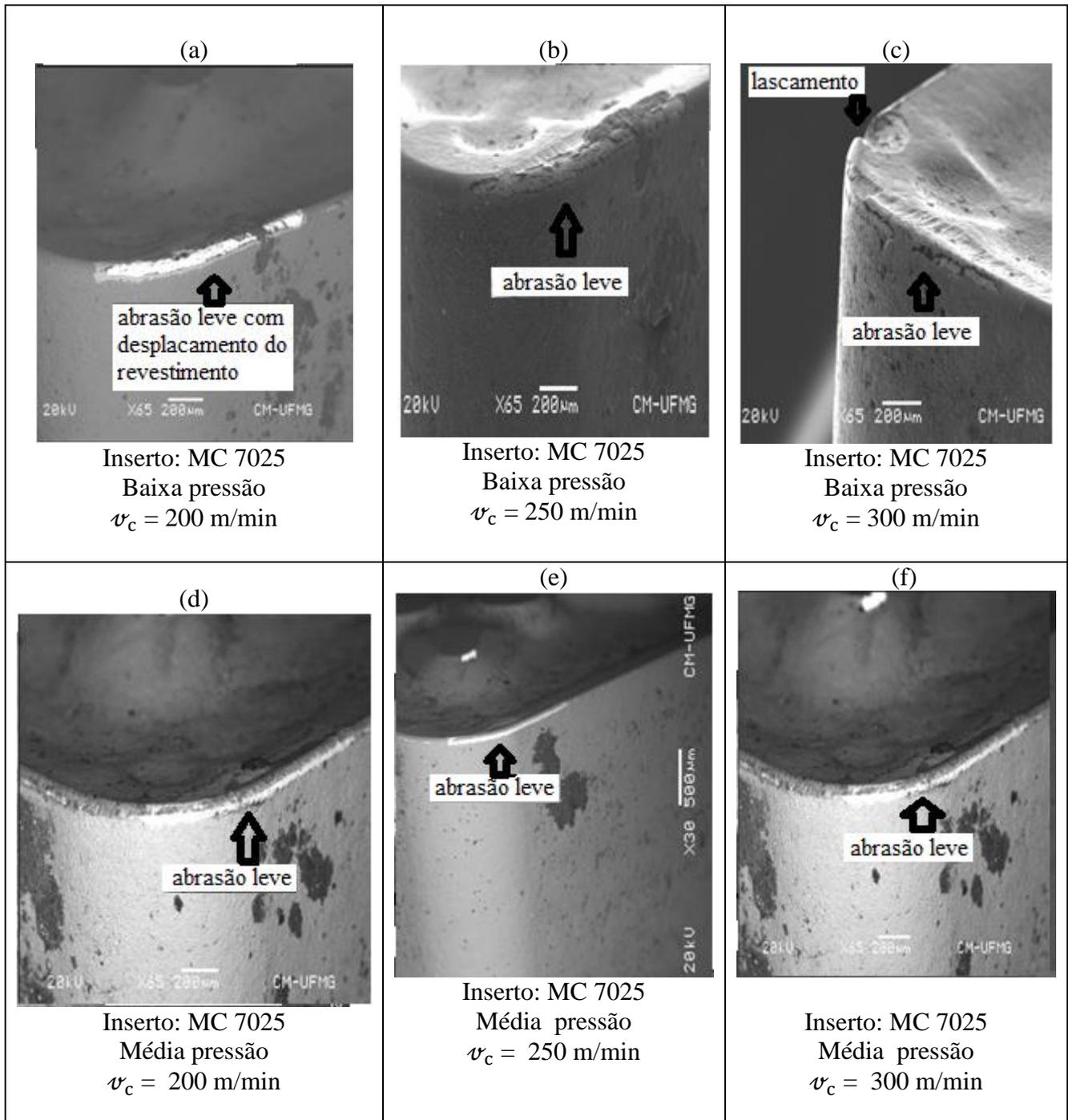


Figura 4.5: Desgaste dos inserts MC 7025 após a usinagem com a lubri-refrigeração sob baixa pressão e velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min e sob Média pressão e velocidades de corte de (d) 200, (e) 250 e (f) 300 m/min.

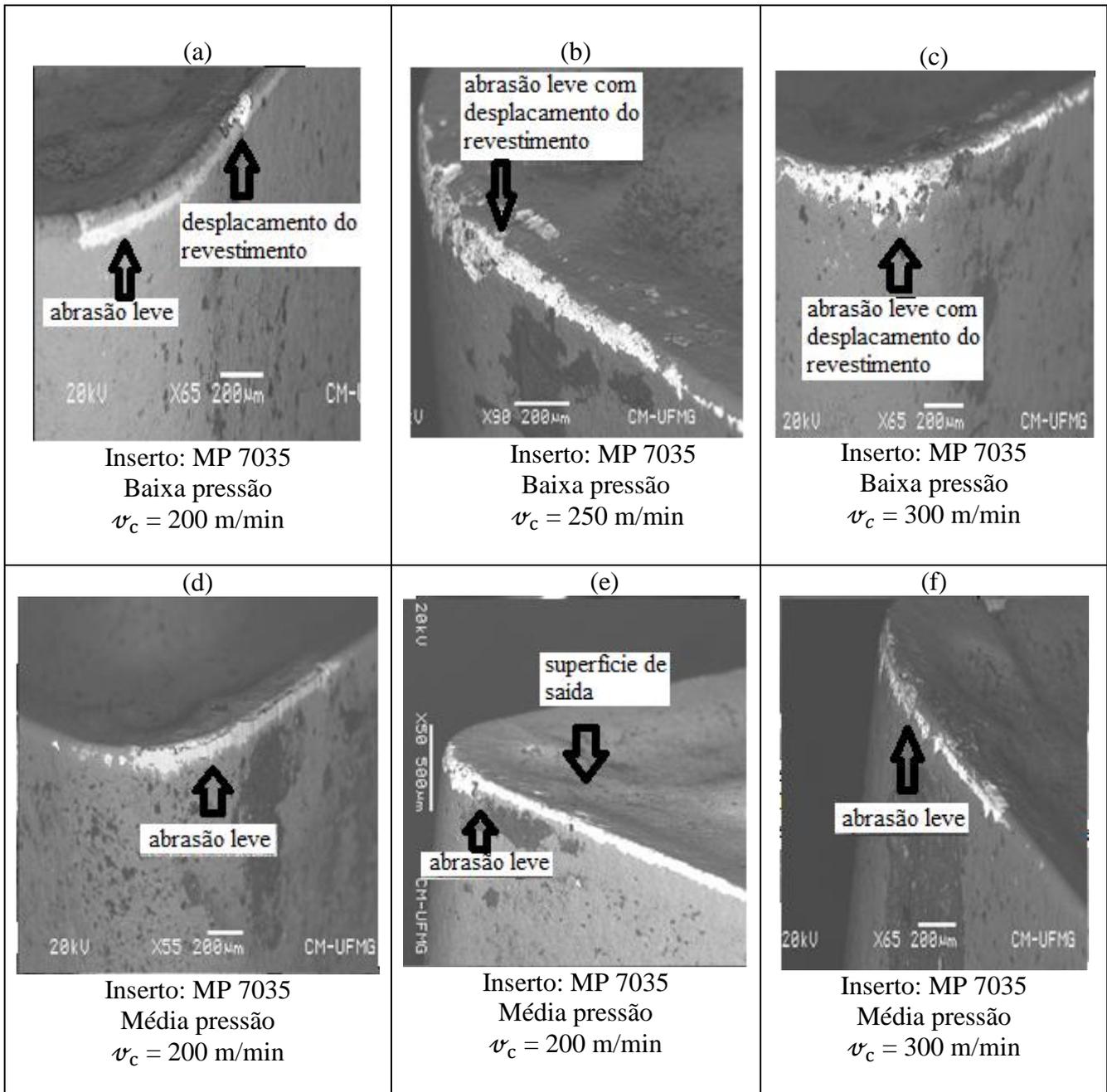


Figura 4.6: Desgaste dos inserts MP 7035 após a usinagem com a lubri-refrigeração sob baixa pressão e velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min e sob média pressão e velocidades de corte de (d) 200, (e) 250 e (f) 300 m/min.

A imagem de desgaste do inserto MC 7015 sob $v_c = 200$ m/min na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão apresenta a ocorrência de leve deslocamento de parte do revestimento e a exposição do substrato (Figura 4.4a). Na Figura 4.7 é apresentada a imagem obtida pelo MEV utilizando o método de elétrons retroespalhados: a imagem gerada por estes elétrons fornece diferentes informações em relação ao contraste que apresentam: além de uma imagem topográfica, contraste em função do relevo, também obtém-se uma imagem de composição, contraste em função do número atômico dos elementos presentes na amostra (DEDAVID *et al.*, 2007). Portanto, reforça-se a hipótese da ocorrência do deslocamento do revestimento e a imagem mais clara representa o contraste do substrato do inserto.

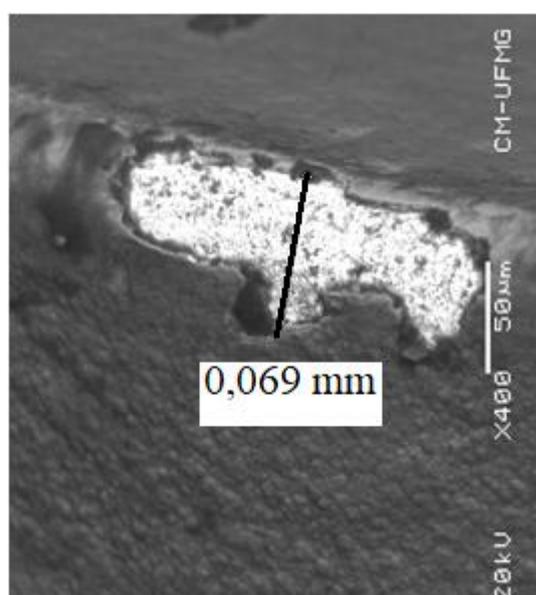


Figura 4.7: Imagem do revestimento TiCN+Al₂O₃+TiN (inserto MC 7015) obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhado.

Já na Figura 4.4(b), evidencia-se o mecanismo de abrasão leve nas superfícies de folga e de saída ($v_c = 250$ m/min) também observado na Figura 4.4(c), porém de forma mais intensa quando $v_c = 300$ m/min. Na condição da lubri-refrigeração sob média pressão, nota-se na Figura 4.4 (d) o deslocamento de parte do revestimento sob $v_c = 200$ m/min e abrasão leve nas superfícies de saída e de folga sob 250 e 300 m/min. Na Figura 4.8 é apresentada a imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados. Na Figura 4.8 (a) é ilustrada a imagem retroespalhada da Figura 4.4 (d) e na Figura 4.8 (b) é mostrada o grão do substrato do inserto.

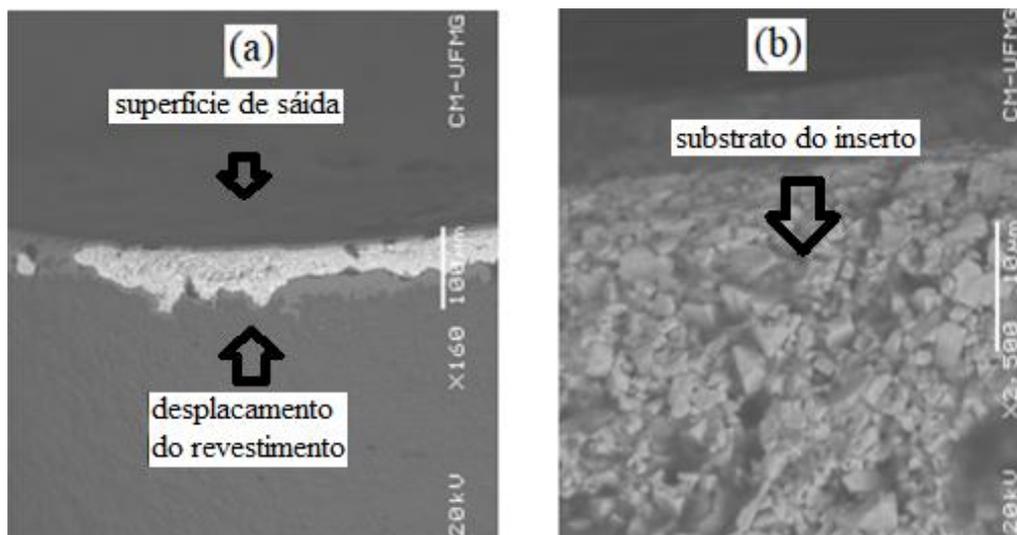


Figura 4.8: Imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados do inserto MC 7015: (a) imagem retroespalhada referente a Figura 4.4 (d) e (b) microgrão do substrato.

Nas Figuras 4.4(e) e 4.4(f) são observadas, respectivamente, que quando utilizou-se lubri-refrigeração sob média pressão apresentou abrasão leve na superfície de saída e de folga. Nas Figuras 4.4(a) e 4.4(d) é evidenciada a ocorrência do deslocamento da parte do revestimento e exposição do substrato quando utilizou-se $v_c = 200$ m/min independentemente do método de lubri-refrigeração. Nas Figuras 4.4(b) e 4.4(e) é observado o mecanismo de desgaste por abrasão leve (lubri-refrigeração sob baixa pressão) quando utilizou-se $v_c = 250$ m/min. Com o aumento da velocidade de corte para 300 m/min, principalmente na condição de lubri-refrigeração sob baixa pressão (Figura 4.4c) é observado o início de desgaste de cratera e o desgaste por abrasão se torna ainda mais evidente na condição de lubri-refrigeração sob média pressão (Figura 4.4f).

Para a avaliação do desgaste dos insertos MC 7025 sob $v_c = 200$ m/min na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão, também observa-se a ocorrência do deslocamento de parte do revestimento e a exposição do substrato (Figura 4.5a). Na Figura 4.9 é apresentada a imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados. Na Figura 4.9(a) é ilustrada a imagem retroespalhada da Figura 4.5(a) e na Figura 4.5 (b) é mostrado o grão do substrato do inserto com parte do revestimento que sofreu abrasão.

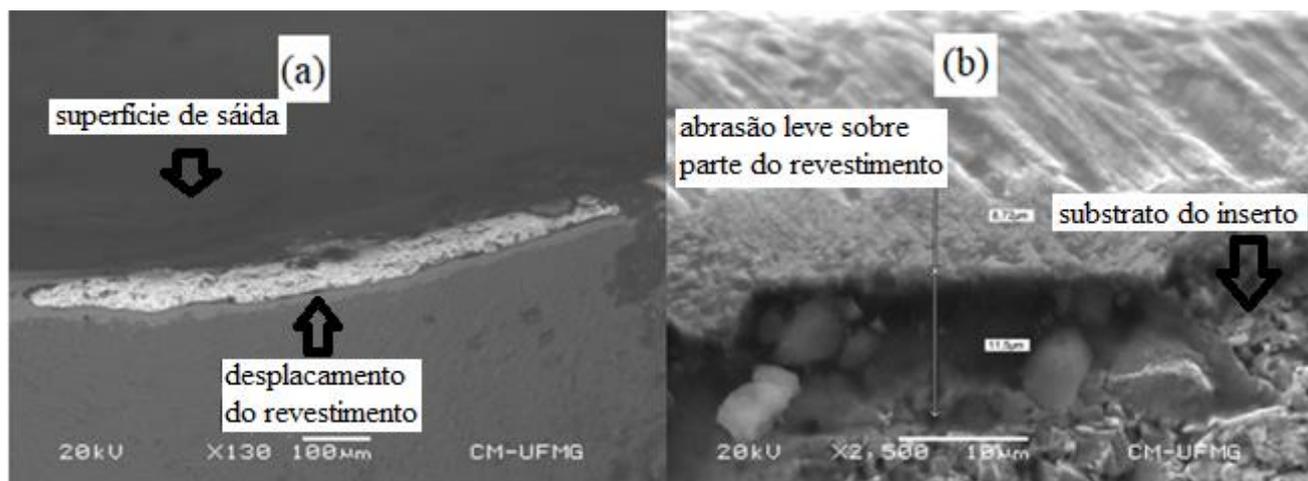


Figura 4.9: Imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados: (a) imagem retroespalhada referente a Figura 4.5(a) e (b) microgrão do substrato com parte do revestimento TiCN+Al₂O₃+TiN sob leve abrasão.

Já na Figura 4.5(b) é identificado deslocamento do revestimento e o desgaste por abrasão leve sob $v_c = 250$ m/min. Na Figura 4.5(c) é observado o desgaste por abrasão e lascamento na superfície de saída do inserto. Quando fluido de corte é aplicado sob média pressão, nota-se por meio das Figuras 4.5(d), 4.5(e) e 4.5(f) a presença de desgaste por abrasão em toda a faixa de velocidades de corte testadas. Nas Figuras 4.5(a) e 4.5(d) é identificada a ocorrência de deslocamento da parte do revestimento e exposição do substrato (lubri-refrigeração sob baixa pressão) e o desgaste por abrasão leve (lubri-refrigeração sob média pressão) sob $v_c = 200$ m/min. Nas Figuras 4.5 (b) e 4.5(e) é evidenciado o deslocamento do revestimento mais desgaste por abrasão leve na superfície de saída do inserto (lubri-refrigeração sob baixa pressão) e o desgaste por abrasão na aresta de corte (lubri-refrigeração sob média pressão) sob $v_c = 250$ m/min. Com o aumento da velocidade de corte para 300 m/min, principalmente na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão (Figura 4.5c), é observado o início do desgaste de cratera. O desgaste por abrasão se torna ainda mais evidente com $v_c = 300$ m/min, mesmo na presença da lubri-refrigeração sob média pressão (Figura 4.5f).

Na Figura 4.6 é apresentado o desgaste dos insertos MC 7035 sob velocidade de corte e condições de lubri-refrigeração distintas. Para a avaliação do desgaste sob $v_c = 200$ m/min na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão (Figura 4.6a), nota-se a ocorrência do deslocamento de parte do revestimento e a exposição do substrato. Na Figura 4.6 (b) é evidenciado o desgaste por abrasão leve sob $v_c = 250$ m/min e a Figura 4.6(c) mostra que sob velocidade de corte de 300 m/min ocorre o desgaste por abrasão leve na superfície de folga e saída do inserto e microlascamento da aresta de

corte. As Figuras 4.6(d), 4.6(e) e 4.6(f) indicam o desgaste por abrasão e deslocamento do revestimento em todas as faixas de velocidades de corte testadas quando utilizou-se lubri-refrigeração sob média pressão. Observa-se nas Figuras 4.6(a) e 4.6(d) que o comportamento do desgaste foi similar ao das Figuras 4.6(b) e 4.6(e), 4.6(c) e 4.6(f), mesmo sob distintos métodos de lubri-refrigeração e velocidades de corte, porém de menor intensidade sob média pressão. Na Figura 4.10 é apresentada a imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados. Na Figura 4.10(a) é ilustrada a imagem retroespalhada da Figura 4.6(a) e na Figura 4.6 (b) é mostrado que parte do revestimento foi removida, porém, não alcançou o substrato.

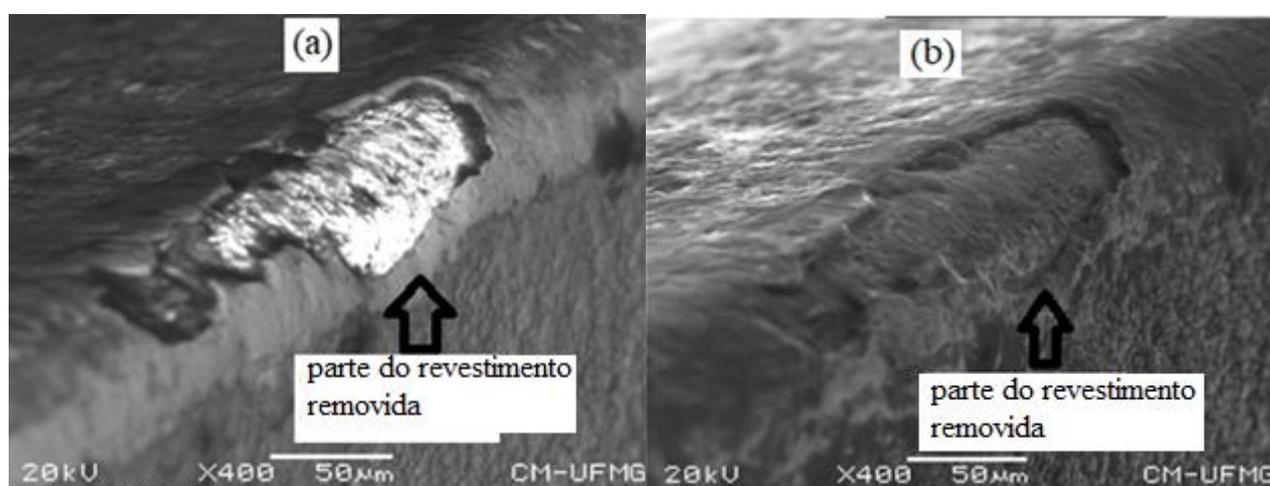


Figura 4.10: Imagem obtida pelo MEV através do método de elétrons retroespalhados: (a) imagem retroespalhada referente a Figura 4.6(a) e (b) parte do revestimento AlTiN removida do inserto MP 7035.

Comparando as Figuras 4.4 a 4.6, nota-se que a elevação da velocidade de corte promoveu o aumento do desgaste de todos insertos, principalmente do inserto MP 7035. Os insertos MC 7015 e 7025 apresentaram comportamentos similares. Sob velocidade de corte 300 m/min, o desgaste se faz presente de forma mais intensa, no entanto, com lubri-refrigeração sob média pressão o desgaste foi atenuado. A principal forma de desgaste observada foi o desgaste de flanco, resultante do mecanismo de desgaste por abrasão, gerado pelo fluxo do cavaco associado às partículas abrasivas de Ti e Ti(C,N) do aço inoxidável supermartensítico. Diniz *et al.* (2013) relatam que o mecanismo de desgaste por abrasão é a principal causa de desgaste da ferramenta de corte. Tanto o desgaste de flanco quanto o de cratera podem ser gerados por abrasão, porém este mecanismo é mais proeminente na superfície de folga da ferramenta de corte, já que há movimento relativo entre a superfície de folga e a peça.

Em síntese, uma das ações possíveis para minimizar o efeito do desgaste por abrasão é a seleção da classe de ferramenta mais resistente. Para o desgaste de cratera, que tem como causas possíveis os desgastes por adesão e difusão, recomenda-se a seleção de classe de ferramenta que possua

revestimento de óxido de alumínio por ter menor afinidade química em relação a grande maioria dos aços (resistência ao desgaste por abrasão ao desgaste por difusão). Porém, foi observado em alguns teste de usinagem de aços inoxidáveis que o revestimento de óxido de alumínio apresenta afinidade química com o CrO, composto presente na família dos aços inoxidáveis. Para o caso do lascamento, a seleção de classe de ferramenta mais tenaz e a suavização do primeiro contato da ferramenta com a peça são indicadas por DINIZ *et al.*, (2013).

4.5.3 Componentes da força de tornemaneto

Após coletados os resultados das componentes da força de usinagem verificou-se que os dados apresentaram uma distribuição normal. Os resultados das variáveis respostas das componentes das forças de usinagem não apresentaram uma distribuição normal. Em função desta situação, foi utilizado o método de transformação de Johnson para o tratamento dos dados. O objetivo é deixar os resultados das componentes das forças de usinagem próximos da distribuição normal. Nas Tabelas A4 e A5 (Apêndice A) são apresentada as sequências de testes e os valores obtidos para a componentes F_c , F_f e F_p , enquanto a Tabela A6 mostra os resíduos da transformação de Johnson.

Nas Tabelas 4.9 a 4.11 são apresentados os resultados da ANOVA para as variáveis respostas força de corte (F_c), força de avanço (F_f) e força passiva (F_p) medidas durante o torneamento do AISI. Observa-se na Tabela 4.9 que os fatores v_c , inserto, lubri-refrigeração e a interação entre v_c e lubri-refrigeração apresentam influência significativa sobre a força de corte (F_c). A lubri-refrigeração apresentou maior contribuição sobre a força de corte (49,87%) seguida pela interação (v_c x lubri-refrigeração), velocidade de corte e por fim o inserto, cujas contribuições são, respectivamente, 18,86 %, 17,17 % e 3,46 %.

Para as forças de avanço e passiva, (Tabelas 4.10 e 4.11, respectivamente) o comportamento dos fatores de entrada foi semelhante à força de corte (F_c). Velocidade de corte, inserto, lubri-refrigeração e a interação v_c x lubri-refrigeração apresentam influência significativa sobre as forças de avanço (F_f) e a força passiva (F_p). Para a força de avanço, a lubri-refrigeração apresenta maior contribuição (21,78%), seguida pela interação v_c x lubri-refrigeração, inserto e, por fim, v_c . Suas contribuições são, respectivamente, 13,26 %, 11,52 % e 10,22 %. O coeficiente de correlação ajustado (R-Sq) foi de 86,99%. Já para a força passiva, a contribuição da lubri-refrigeração foi de 17,29%, seguida pela velocidade de corte (13,29%) e depois pela interação v_c x lubri-refrigeração (12,88%) e finalmente pelo inserto (12,52 %). O coeficiente de correlação ajustado (R-Sq) foi de 89,06%.

Tabela 4.7: Análise de variância para a força de corte (F_c).

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor	Contribuição
v_c	3	9,2896	3,0965	15,53	0,000	17,17%
Inserto	2	1,8733	0,9367	4,7	0,031	3,46%
Lubri-refrigeração	2	26,9817	13,4909	67,66	0,000	49,87%
v_c x Inserto	6	1,3681	0,2280	1,14	0,395	
v_c x Lubri-refrigeração	6	10,2052	1,7009	8,53	0,001	18,86%
Inserto x Lubri-refrigeração	4	1,9955	0,4989	2,5	0,098	
Error	12	2,3928	0,1994			
Total	35	54,1061				
		R-Sq = 95,58%				R-Sq(adj) = 87,10%

Tabela 4.8: Análise de variância para a força de avanço (F_f).

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor	Contribuição
v_c	3	5,5303	1,8434	14,76	0,000	10,22 %
Inserto	2	6,231	3,1155	24,94	0,000	11,52 %
Lubri-refrigeração	2	11,7824	5,8912	47,16	0,000	21,78%
v_c x Inserto	6	1,2297	0,2050	1,64	0,219	
v_c x Lubri-refrigeração	6	7,1725	1,1954	9,57	0,001	13,26%
Inserto x Lubri-refrigeração	4	0,1596	0,0399	0,32	0,860	
Error	12	1,4989	0,1249			
Total	35	33,6044				
		R-Sq = 95,54%				R-Sq(adj) = 86,99%

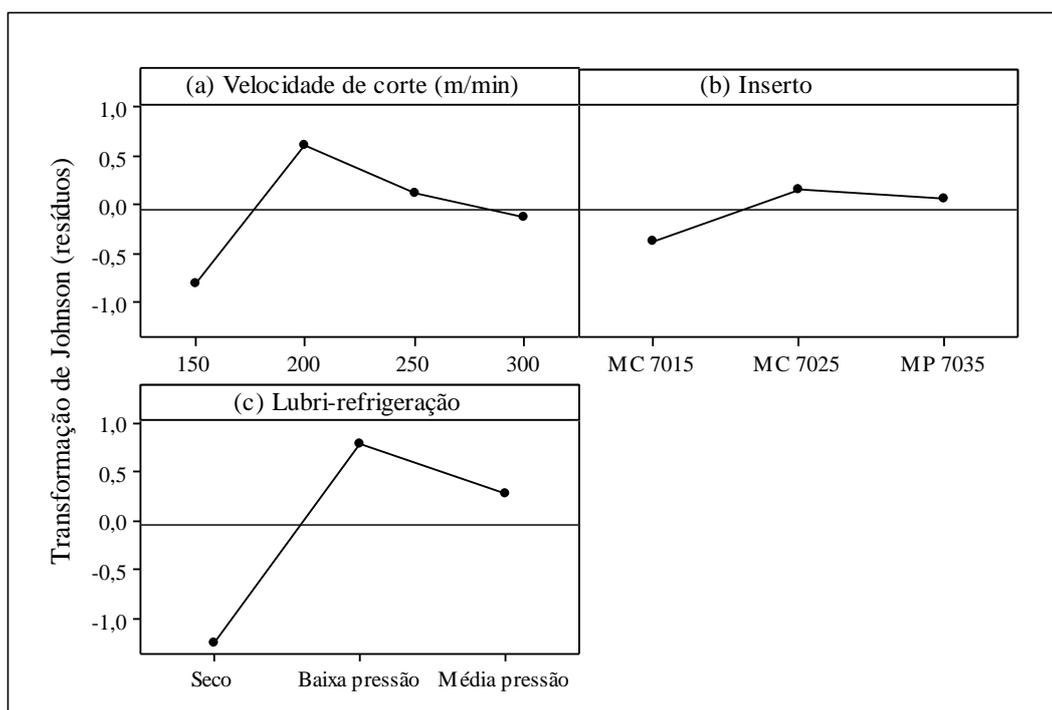
Tabela 4.9: Análise de variância para a força passiva (F_p).

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor	Contribuição
v_c	3	7,2044	2,4015	23,57	0,000	13,32%
Inserto	2	6,7724	3,3862	33,24	0,000	12,52%
Lubri-refrigeração	2	9,3524	4,6762	45,9	0,000	17,29%
v_c x Inserto	6	0,8868	0,1478	1,45	0,274	
v_c x Lubri-refrigeração	6	6,9672	1,1612	11,4	0,000	12,88%
Inserto x Lubri-refrigeração	4	0,1806	0,0452	0,44	0,775	
Error	12	1,2225	0,1019			
Total	35	32,5862				
		R-Sq = 96,25%				R-Sq(adj) = 89,06%

As componentes da força de usinagem dependem fortemente da área de contato cavaco-ferramenta e da resistência ao cisalhamento nos planos de cisalhamento primário e secundário do material da peça. Quanto maior for a velocidade de corte, maior será a temperatura de usinagem, o que

promove a redução da resistência ao cisalhamento. Por outro lado, maiores velocidades de corte podem promover alteração na microdureza do material afetando a sua taxa de encruamento e deformação plástica, aumentando as forças de usinagem. Além disso, quanto maiores forem o avanço e a profundidade de usinagem, maiores serão a área de contato cavaco-ferramenta e as componentes da força de usinagem.

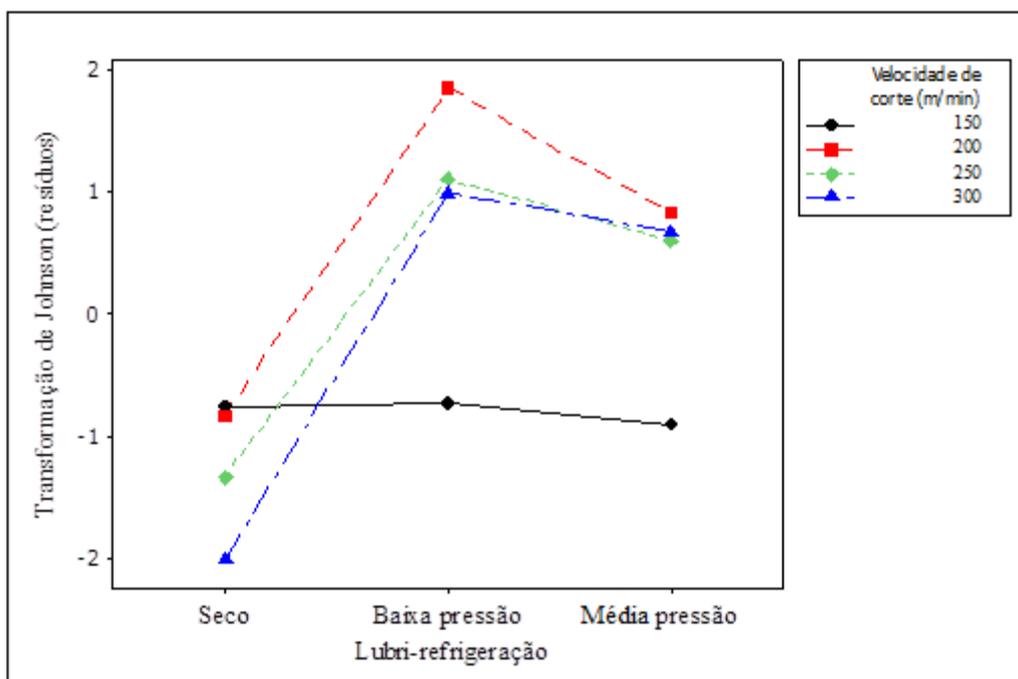
No Gráfico 4.14 é apresentada a influência dos efeitos principais sobre F_c , sendo que o eixo das ordenadas representa os valores da transformada de Johnson, denominados resíduos. Observa-se que $v_c = 150$ m/min proporcionou o menor valor médio de F_c , porém a elevação de v_c para 200 m/min causou uma elevação abrupta de F_c , a qual diminuiu ligeiramente com a subsequente elevação de v_c para 250 e 300 m/min (Gráfico 4.14a). A explicação do menor valor médio para força de corte sob velocidade de corte de 150 m/min pode estar ligada à deformação e ao cisalhamento do material na zona primária. Por ser uma área pequena, qualquer alteração nos parâmetros de corte pode promover efeitos positivos ou negativos nesta região. A velocidade de corte 150 m/min pode ter contribuído de forma positiva para o tempo necessário que a temperatura leva para reduzir a resistência ao cisalhamento e principalmente para deformação do material. O aumento da velocidade de corte para 200 m/min causou o aumento súbito de F_c , provavelmente por promover maior deformação e adesão. Além disso, o tempo que a temperatura leva para reduzir a resistência ao cisalhamento foi prolongado devido à menor difusividade térmica do material em comparação a outros aços. Já para as demais velocidades de corte, o aumento da temperatura, não impactou de forma negativa sobre F_c (redução da resistência ao cisalhamento do material). Nos Gráficos A5 a A7 (Apêndice A) são apresentados os resultados de F_c em Newton para os três insertos. Observa-se que sob a condição de corte a seco F_c foi menor para os três insertos, seguida da lubri-refrigeração sob média e baixa pressão. Ademais, o inserto MC 7015 apresentou menores F_c .

Gráfico 4.14: Influência de (a) v_c , (b) inserto e (c) lubri-refrigeração sobre a força de corte (F_c).

O inserto MC 7015 apresentou menor valor F_c seguido do inserto MP 7035 e MC 7025 (Gráfico 4.14b). A explicação pode estar ligada ao comportamento do coeficiente de atrito do revestimento TiCN + Al₂O₃ + TiN e da condutividade térmica dos insertos. O revestimento externo (TiN) apresenta um coeficiente de atrito mais baixo com o cavaco, contribuindo para a redução da pressão específica de corte e gerando forças de corte mais baixa (WERTHEIM *et al.*, 1982). A condutividade térmica do metal duro diminui quando se diminui seu tamanho de grão (inserto MC 7015), devido ao maior fator de empacotamento que os grãos muito pequenos propiciam. Além disso, grãos menores promovem mais obstáculos para o caminho de movimentação dos elétrons e assim dificultam a transferência de energia reduzindo a condutividade. Machado *et al.* (2015) relatam que quanto menor a condutividade de térmica do revestimento ou substrato da ferramenta de corte, melhor, pois grande parte deste calor será dissipado pelo cavaco. De acordo com Mitsubishi (2016), o inserto de metal duro com maior dureza (MC 7015) apresenta condutividade térmica mais baixa (menor dissipação do calor gerado, devido a maior concentração dos elementos, TiC ou TaC e WC, materiais cerâmicos) em comparação ao inserto de metal duro com maior tenacidade (MC 7025 e MP 7035) devido a maior concentração do elemento metálico Cobalto. Quando materiais com baixa difusividade são submetidos ao corte a concentração de calor na região de corte pode não apresentar o benefício desejado: a temperatura elevada promove ainda mais o amaciamento e deformação do material e consequentemente, maior adesão e forças de corte são registrados.

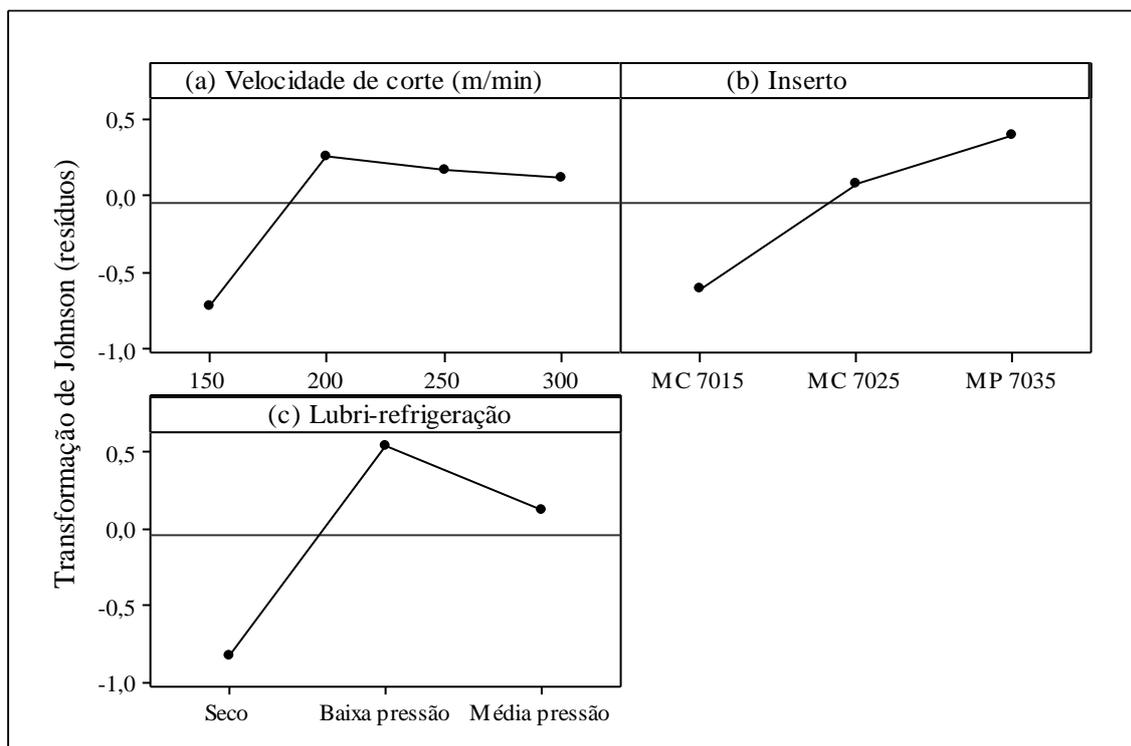
Já no Gráfico 4.14(c) é mostrado que o corte a seco apresentou o menor valor médio de F_c , seguido da média e baixa pressão. O corte a seco mantém a temperatura de corte elevada e reduz a resistência ao cisalhamento do material. O aumento da velocidade de corte combinado com o corte seco promoveu a redução da resistência ao cisalhamento devido ao aumento da temperatura nas zonas de cisalhamento primário e secundário, o que pode ter provocado a redução da F_c . O aumento da temperatura leva a uma diminuição da dureza do material da peça, o que favorece a redução da pressão específica de corte e contribui desta forma para a diminuição da F_c . O fluido de corte sob baixa pressão contribuiu para a redução da temperatura e este efeito pode não ter favorecido a redução da resistência ao cisalhamento do material. Para o fluido de corte sob média pressão também ocorreu a redução da temperatura, porém, o fluido sob média pressão favoreceu o deslizamento do cavaco na superfície da ferramenta e reduziu a área de contato cavaco-ferramenta, diminuindo assim a F_c , este fenômeno também foi observado por Naves (2013).

Nota-se no Gráfico 4.15 que o menor valor de F_c é obtido quando utilizou-se $v_c = 300$ m/min (seguido por 250, 200 e 150 m/min) na condição do corte a seco. A combinação da velocidade de corte mais média com o corte a seco acentou o efeito do aumento da temperatura causando a redução da resistência ao cisalhamento do material e da F_c . Observa-se que $v_c = 150$ m/min apresentou o valor médio de F_c mais estável e menor nas condições da lubri-refrigeração sob média e baixa pressão. O aumento da velocidade de corte pode ter promovido a elevação da adesão (empastamento) do material contribuindo para valores maiores da F_c que, combinado com a lubri-refrigeração pode ter neutralizado a ação positiva do aumento da velocidade de corte (Gráficos A5 e A7). Para as velocidades de corte maiores que 150 m/min combinadas com lubri-refrigeração não foram evidenciados menores valores da componente F_c , principalmente para o fluido de corte sob baixa pressão. Uma possível vantagem do aumento da velocidade de corte é a redução da resistência ao cisalhamento devido ao aumento da temperatura, o que não ocorreu com a mesma intensidade que na condição do corte seco. Uma possível explicação pode estar relacionado à característica do fluido de corte (sintético), que tem como atributo primário a refrigeração (redução da temperatura). Além disso, a elevação da v_c pode ter promovido o aumento da área da zona de aderência em função da deformação do material, que tende a elevar o valor da força de corte (SANTOS e SALES, 2007).

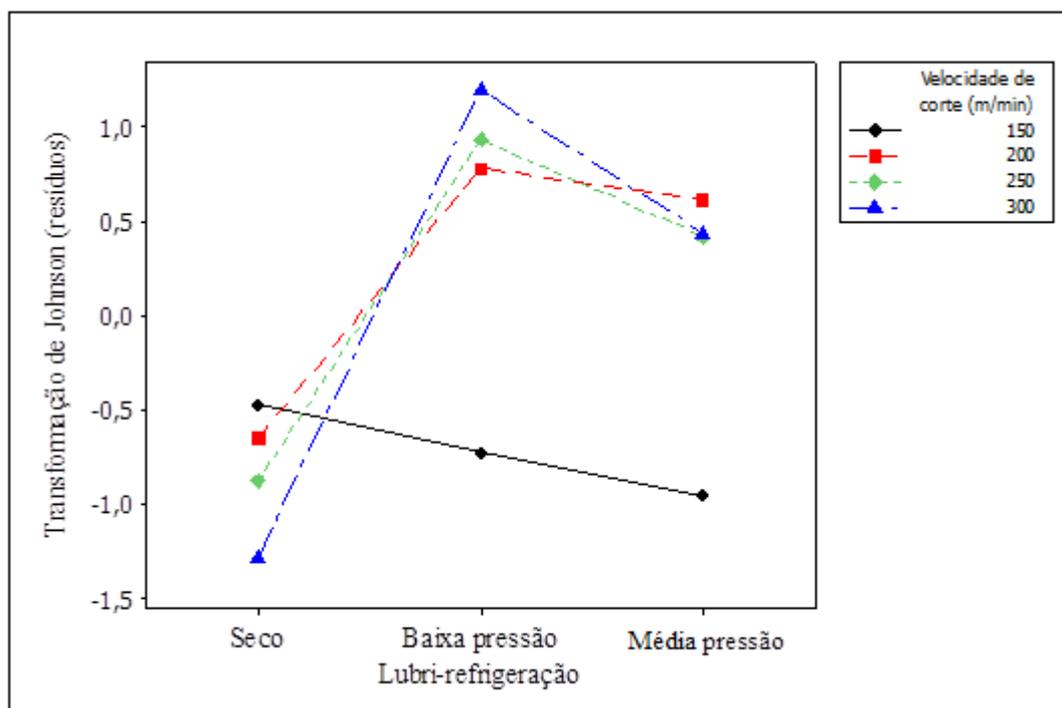
Gráfico 4.15: Influência da interação lubri-refrigeração x v_c sobre a força de corte (F_c).

A ação da lubri-refrigeração reduziu a temperatura de usinagem, permanecendo assim, apenas o efeito do aumento da área da zona de aderência em função do aumento da velocidade de corte. A lubri-refrigeração sob média pressão promoveu F_c mais baixa que sob baixa pressão devido à uma possível redução da área de contato cavaco-ferramenta reduzindo a F_c .

No Gráfico 4.16 é apresentada a influência dos efeitos principais sobre a força de avanço F_f (resíduos), valores em Newton são apresentados nos Gráficos A8 a A10 (Apêndice A). Nota-se nos Gráficos 4.16(a), 4.16(b) e 4.16(c) que o comportamento da v_c e lubri-refrigeração sobre a F_f foi similar ao da F_c . Assim, os Gráficos A8 a A10 (Apêndice A) acusam um elevação súbita de F_f quando v_c é aumentada de 150 para 200 m/min, seguida de estabilização pelos motivos citados anteriormente. A explicação do comportamento da força de avanço para o inserto e a lubri-refrigeração segue a mesma tendência para a força de corte, mas como a direção da velocidade de corte é diferente da direção da velocidade de avanço, espera-se que a variação da velocidade de corte seja mais pronunciada sobre F_c e o efeito da lubri-refrigeração seja mais influente sobre F_f e F_p .

Gráfico 4.16: Influência de (a) v_c , (b) inserto e (c) lubri-refrigeração sobre a força de avanço (F_f).

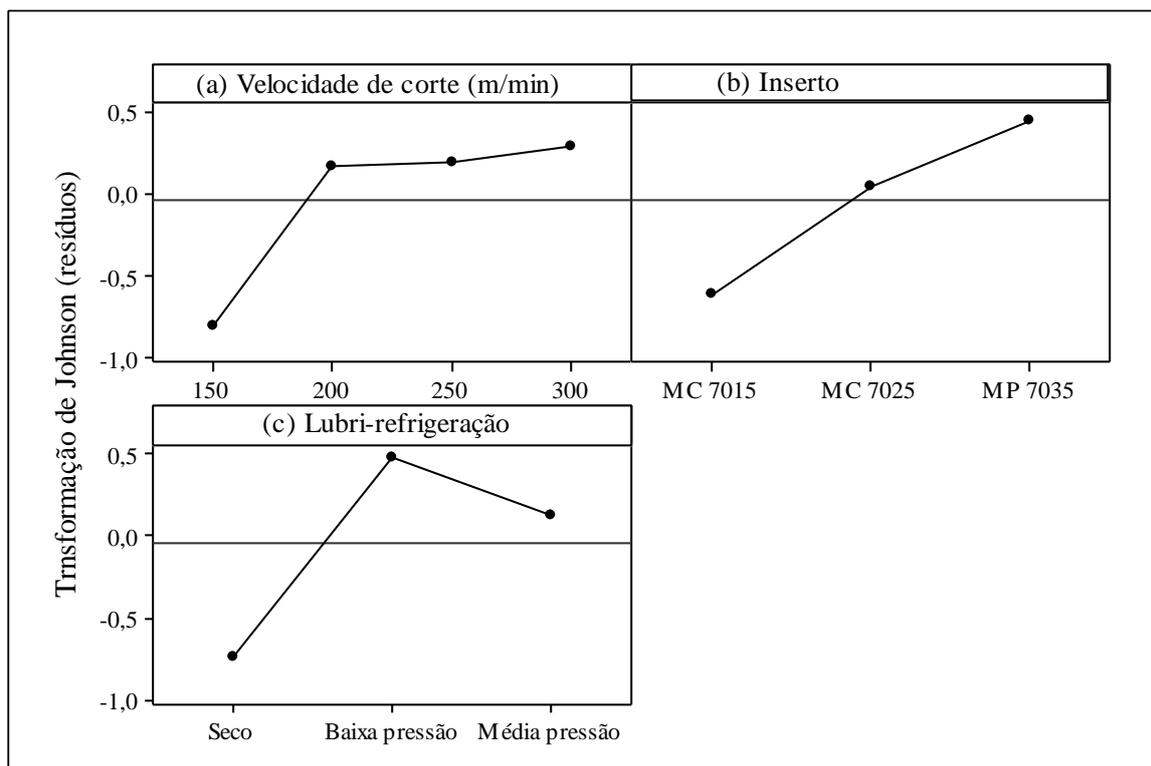
Por meio do Gráfico 4.17 é notado que o efeito da interação entre v_c e lubri-refrigeração sobre F_f foi similar a F_c . Porém, o comportamento da velocidade de corte de 150 m/min combinado com os métodos de lubri-refrigeração foi menos estável comparado ao Gráfico 4.15. A lubri-refrigeração contribuiu para redução da área de contato cavaco-ferramenta e para redução do atrito da interface cavaco-ferramenta. Além disso, a lubri-refrigeração sob baixa e média pressão promoveu a diminuição da temperatura corte. Quanto mais eficiente for a penetração do fluido de corte, maior será a redução da temperatura, que é caso da lubri-refrigeração sob média pressão. Por outro lado, em altas velocidades de corte (200, 250 e 300 m/min), essa penetração é dificultada, perdendo-se um pouco do efeito positivo da lubri-refrigeração sobre as forças de corte.

Gráfico 4.17: Influência da interação v_c x lubri-refrigeração sobre a força de avanço (F_f).

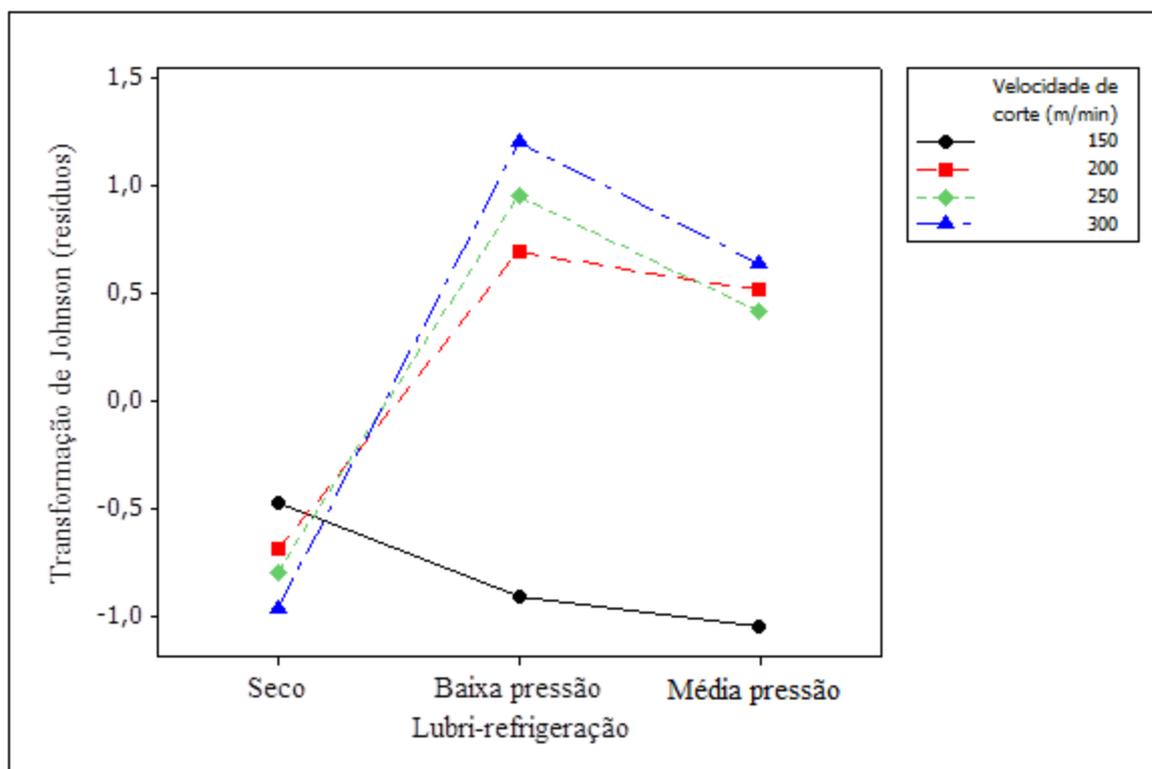
No Gráfico 4.18 é apresentada a influência dos efeitos principais sobre a força passiva F_p (resíduos). Valores de F_p em Newton são apresentados nos Gráficos A11 a A13 (Apêndice A).

Nota-se no Gráfico 4.18(a) que a velocidade de corte de 150 m/min proporcionou o menor valor da F_p , seguida das velocidades de corte de 200, 250 e 300 m/min. A explicação para o comportamento das velocidades de corte de 200, 250 e 300 m/min em apresentar o valor médio maior de F_p pode estar relacionada a severidade do processo: quanto mais severo, maior será as alterações na superfície (deformações plásticas e microdureza) o que leva ao aumento da força passiva.

O inserto MC 7015 apresentou a menor força passiva (Gráfico 4.18b) e este comportamento foi similar a F_c e F_f . O corte a seco apresentou o menor valor de força passiva (Gráfico 4.18c), sendo que este comportamento também foi similar para as forças F_c e F_f . A explicação dos fenômenos ocorridos para a força passiva baseia-se na explicação relatada para o comportamento das forças de corte e de avanço. Portanto, a diferença no comportamento de F_p reside na sua elevação abrupta quando v_c é aumentada de 150 para 200 m/min, seguida de aumento suave.

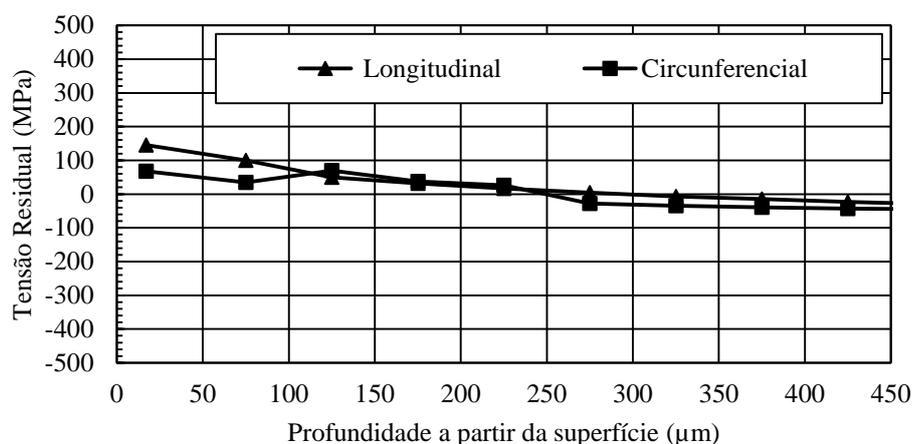
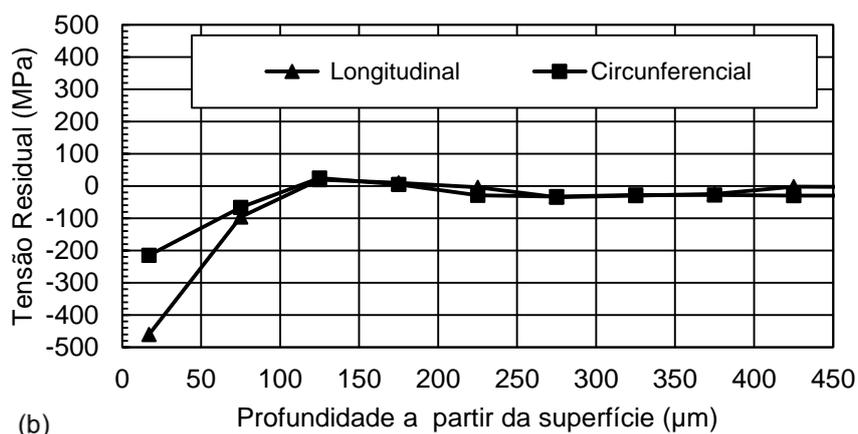
Gráfico 4.18: Influência da (a) v_c , inserto (b) e (c) lubri-refrigeração sobre a força passiva (F_p).

No Gráfico 4.19 é mostrada a interação entre a velocidade de corte e a lubri-refrigeração sobre a F_p . Nota-se que a velocidade de corte de 150 m/min combinada com os métodos de lubri-refrigeração também foi menos estável (comparado aos Gráficos 4.15 e 4.17) e que o valor médio de força passiva foi menor quando utilizou-se a lubri-refrigeração sob média pressão. Uma possível explicação para o comportamento do efeito de lubri-refrigeração sob média pressão sobre a força passiva pode estar relacionada aos mesmos fenômenos discutidos para a F_c e F_f .

Gráfico 4.19: Influência da interação v_c x lubri-refrigeração sobre a força passiva (F_p).

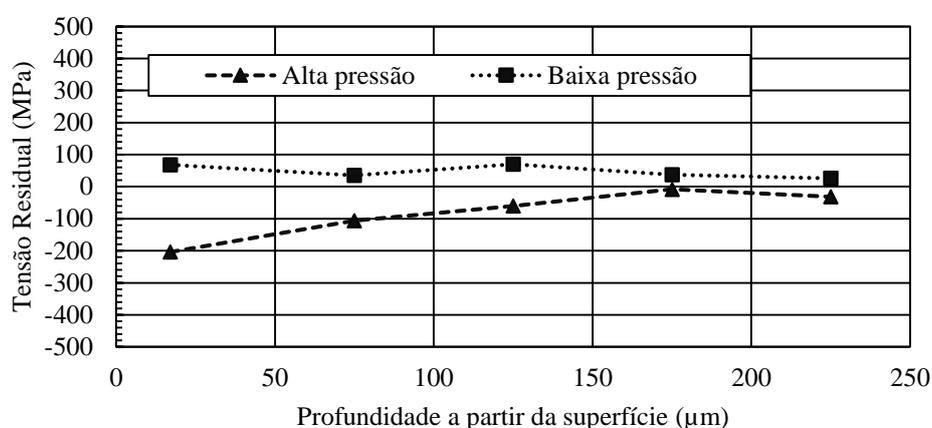
4.5.4 Tensões residuais

Nos Gráficos 4.20 e 4.21 são apresentados os resultados dos perfis de tensão residual induzidos pelo torneamento do AISM com inserto MC 7015 sob $v_c = 250$ m/min e lubri-refrigeração sob baixa e média pressão, respectivamente. A tensão circunferencial representa a análise do perfil da tensão residual na direção de v_c e a tensão longitudinal foi medida na direção do avanço. Observa-se que as intensidades das tensões residuais longitudinal e circunferencial têm comportamentos semelhantes. Esse comportamento foi observado em todos os testes e devido à semelhança, optou-se pela utilização da tensão residual circunferencial nas análises subsequentes devido a velocidade de corte ser mais influente nesta direção, já que a profundidade de corte e o avanço foram constantes. Os resultados completos dos perfis de tensão residual medidos imediatamente abaixo das superfícies são apresentados no Apêndice B.

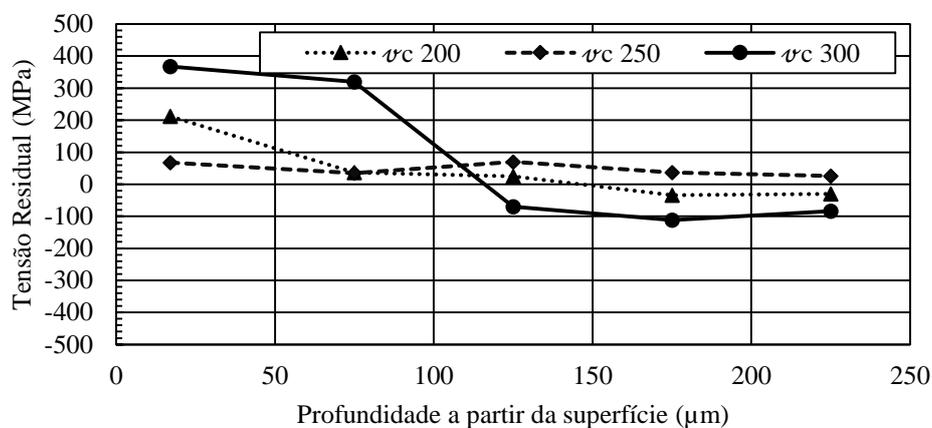
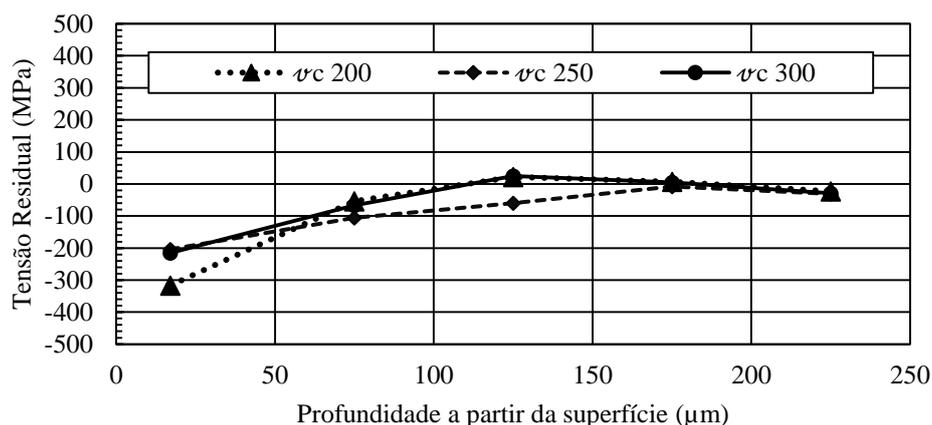
Gráfico 4.20: Perfil de tensão residual induzido pelo inserto MC 7015 sob baixa pressão e $v_c = 250$ m/min.Gráfico 4.21: Perfil de tensão residual induzido pelo inserto MC 7015 sob média pressão e $v_c = 250$ m/min.

De um forma geral, a lubri-refrigeração sob baixa pressão induziu tensão residual superficial de tração (Gráfico 4.20), enquanto a lubri-refrigeração sob média pressão induziu tensão residual compressiva próximo à superfície (Gráfico 4.21). No Gráfico 4.22 são observados os perfis de tensão residual circunferencial obtidos com fluido de corte aplicado sob baixa e média pressão. O comportamento do perfil de tensão residual sob média pressão pode ser devido à redução do atrito entre a ferramenta e peça, minimizando o efeito térmico e induzindo tensão residual de compressão. Além disso, é provável que o fluido de corte sob média pressão tenha reduzido o aporte térmico para a peça. A profundidade necessária para neutralizar a tensão residual foi, de um forma geral, de $200 \mu\text{m}$.

Gráfico 4.22: Efeito da lubri-refrigeração sobre o perfil de tensão residual ($v_c = 250$ m/min e inserto MC 7015).



Os Gráficos 4.23 e 4.24 apresentam a influência da velocidade de corte sob as tensões residuais induzidas com fluido de corte sob baixa e média pressão, respectivamente. Observa-se no Gráfico 4.23 que o aumento da velocidade de corte de 200 para 300 m/min tende a induzir tensão residual de tração na superfície com intensidade crescente. Além disso, a profundidade afetada também aumenta com a velocidade de corte. Uma possível explicação para este comportamento é que a baixa pressão do fluido de corte não foi eficiente na redução da temperatura na região próxima à zona de aderência, principalmente quando aumentou-se a velocidade de corte. A elevação de temperatura de corte provocou a dilatação da camada superficial da peça e esta tracionou as camadas inferiores que não sofreram o mesmo aumento de temperatura e se deformaram plasticamente. Com o resfriamento da superfície, a camada externa retornou à dimensão inicial, entretanto, esta contração encontrou resistência nas camadas inferiores deformadas plasticamente, resultando em tensão residual de tração na superfície (SAOUBI *et al.*, 1999; SHARMAN *et al.*, 2006 e PEREIRA, 2016). Já para a condição da lubri-refrigeração sob média pressão (Gráfico 4.23), tensões compressivas foram induzidas e o aumento da velocidade de corte pouco modificou os perfis de tensão residual. A eficiência na redução da temperatura (menor aporte térmico) quando utilizou-se a lubri-refrigeração sob média pressão pode ter contribuído para a redução do atrito e da temperatura nas zonas de cisalhamentos primária e secundária, permitindo a indução de tensões compressivas por meio da ação mecânica da cunha de corte. Com a passagem da cunha de corte da ferramenta, uma grande quantidade de energia de deformação armazenada foi liberada. Se a energia de deformação for suficientemente alta, pode exceder a tensão de escoamento promovendo deformação plástica superficial, resultando em tensão residual de tração. Porém, camada subsuperficial sofre deformação elástica e quando esta camada se recupera elasticamente, induz tensão de compressão na superfície.

Gráfico 4.23: Efeito de v_c sobre o perfil de tensão residual (baixa pressão e inserto MC 7015).Gráfico 4.24: Efeito de v_c sobre o perfil de tensão residual (média pressão e inserto MC 7015).

Os Gráficos 4.25 e 4.26 apresentam a influência da ferramenta de corte sobre as tensões residuais nas condições de lubri-refrigeração sob baixa e média pressão, respectivamente. Nota-se que sob baixa pressão (Gráfico 4.25), os insertos MC 7025 e MP 7035 induziram tensões residuais de compressão e o inserto MC 7015, tensões residuais aproximadamente nulas. Sob média pressão (Gráfico 4.26), os insertos MP 7035 e MC 7015 induziram tensões residuais compressivas e o inserto MC 7025, de tração. A explicação para o comportamento do perfil de tensão residual em relação aos insertos não é trivial. Esperava-se que o inserto MP 7035 induzisse tensão residual de tração devido ao comportamento apresentado em relação ao desgaste (deslocamento do revestimento e desgaste mais acentuado que os outros insertos). O desgaste da aresta de corte promove maior contato com a peça, o que implica no aumento da temperatura e contribui ainda mais para induzir a tensão residual de tração. Já para os insertos MC 7015 e 7025, por apresentarem o comportamento similar em relação ao desgaste

(menos acentuado) esperava-se que induzisse tensões compressivas. Entretanto, o inserto MC 7015 induziu tensão residual próxima de zero na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão e compressiva sob média pressão. O inserto MC 7025 induziu tensão residual compressiva sob baixa pressão e de tração sob média pressão. Portanto, por meio dos testes realizados não foi possível identificar uma tendência clara de comportamento da tensão residual em função dos insertos usados.

Gráfico 4.25: Efeito do material da ferramenta sobre o perfil de tensão residual (baixa pressão e 250 m/min).

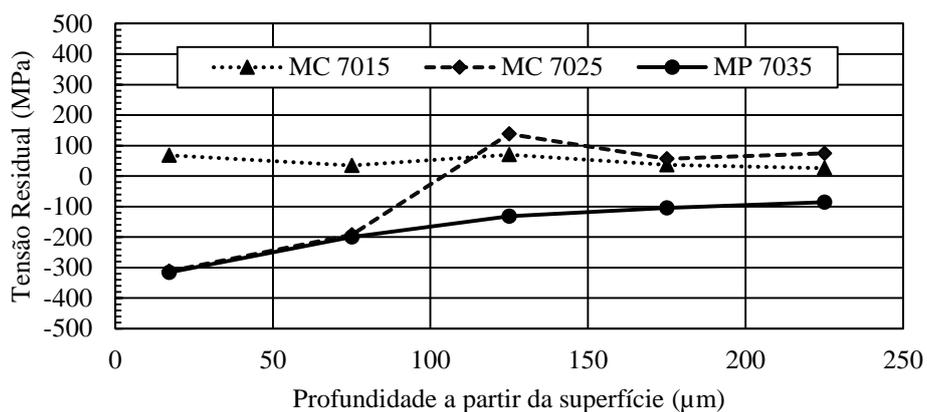
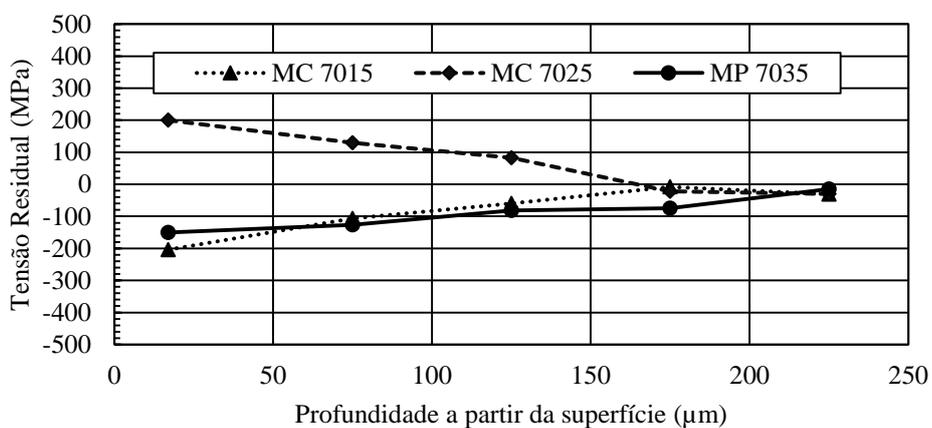


Gráfico 4.26: Efeito do material da ferramenta sobre o perfil de tensão residual (média pressão e 250 m/min).



4.5.5 Morfologia dos cavacos

Neste tópico serão apresentadas as formas dos cavacos produzidos no torneamento do AISI sob velocidades de corte de 200 e 300 m/min. No Apêndice C (Tabelas C1 a C3) são apresentados os resultados completos. Nas Figuras 4.11 a 4.13 são ilustradas as formas dos cavacos gerados com velocidade de corte de 200 e 300 m/min e lubri-refrigeração sob baixa e média pressão pelos insertos MC 7015, MC 7015 e MP 7035, respectivamente. Nas Figuras 4.11(a) e 4.11(b) são ilustradas a forma do cavaco quando utilizou-se inserto MC 7015 com lubri-refrigeração sob baixa pressão e velocidades de corte de 200 e 300 m/min, respectivamente. Nota-se que a forma emaranhada do cavaco não apresenta diferença significativa em função do aumento de v_c sob baixa pressão. As Figuras 4.11(c) e 4.11(d) ilustram a forma do cavaco produzido pelo inserto MC 7015 sob média pressão para $v_c = 200$ m/min e $v_c = 300$ m/min, respectivamente. Nesses casos, a forma do cavaco apresenta características de cavaco em fita curto e helicoidal curto e é semelhante para as duas condições testadas. Comparando as Figuras 4.11(a) e 4.11(c), nota-se que a lubri-refrigeração sob média pressão alterou a forma do cavaco de forma significativa. Esse comportamento foi semelhante quando alterou-se a lubri-refrigeração de baixa pressão para média pressão, mantendo-se $v_c = 300$ m/min (Figuras 4.11b e 4.11d).

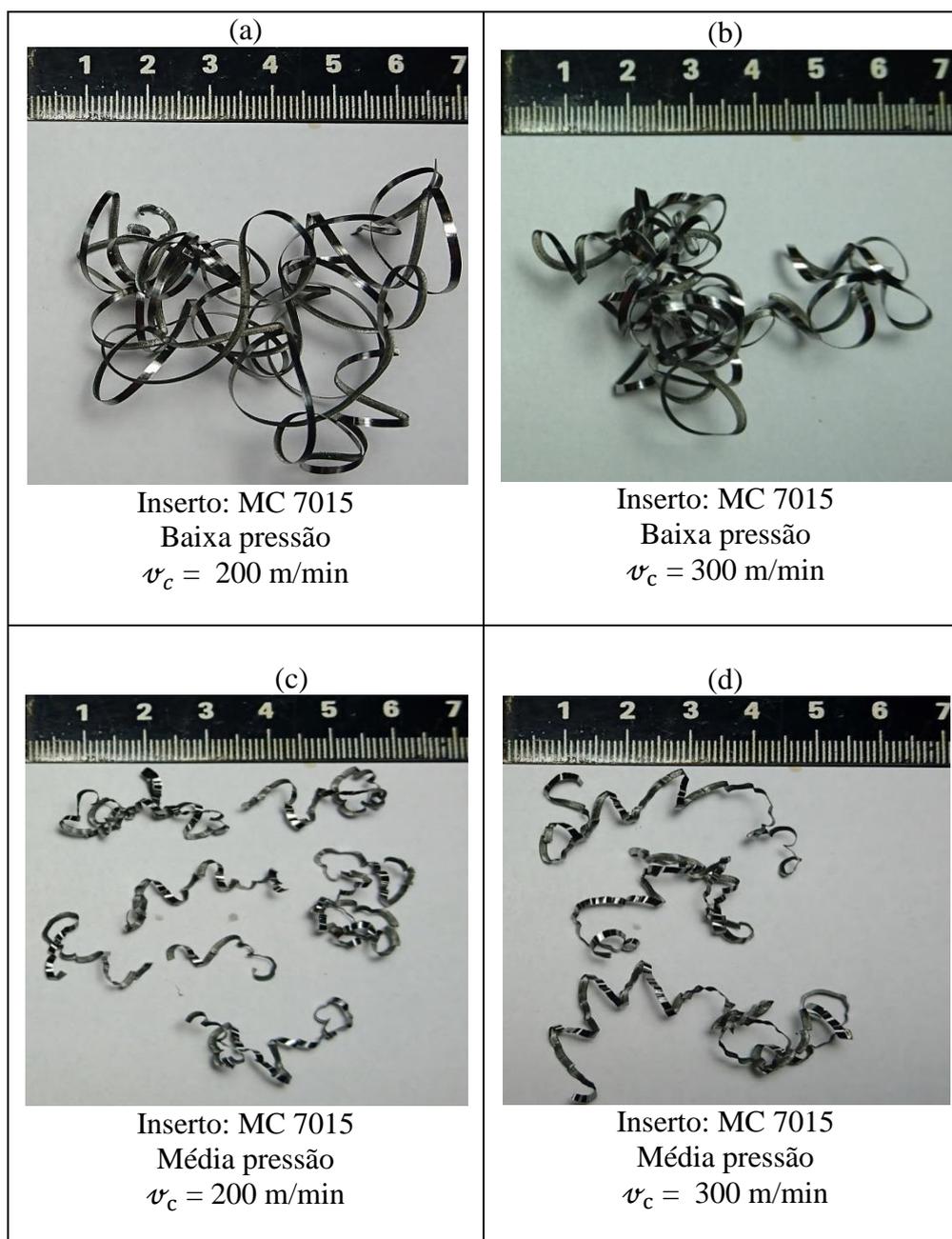


Figura 4.11: Formas de cavaco obtidas após o torneamento do AISM com insertos MC 7015.

Nas Figuras 4.12(a), 4.12(b), 4.12(c) e 4.12(d) são ilustradas as formas dos cavacos gerados quando utilizou-se o inserto MC 7025 com lubri-refrigeração sob baixa e média pressão e velocidade de corte de 200 e 300 m/min. De uma forma geral, as formas dos cavacos foram semelhantes as formas apresentadas na Figuras 4.11.

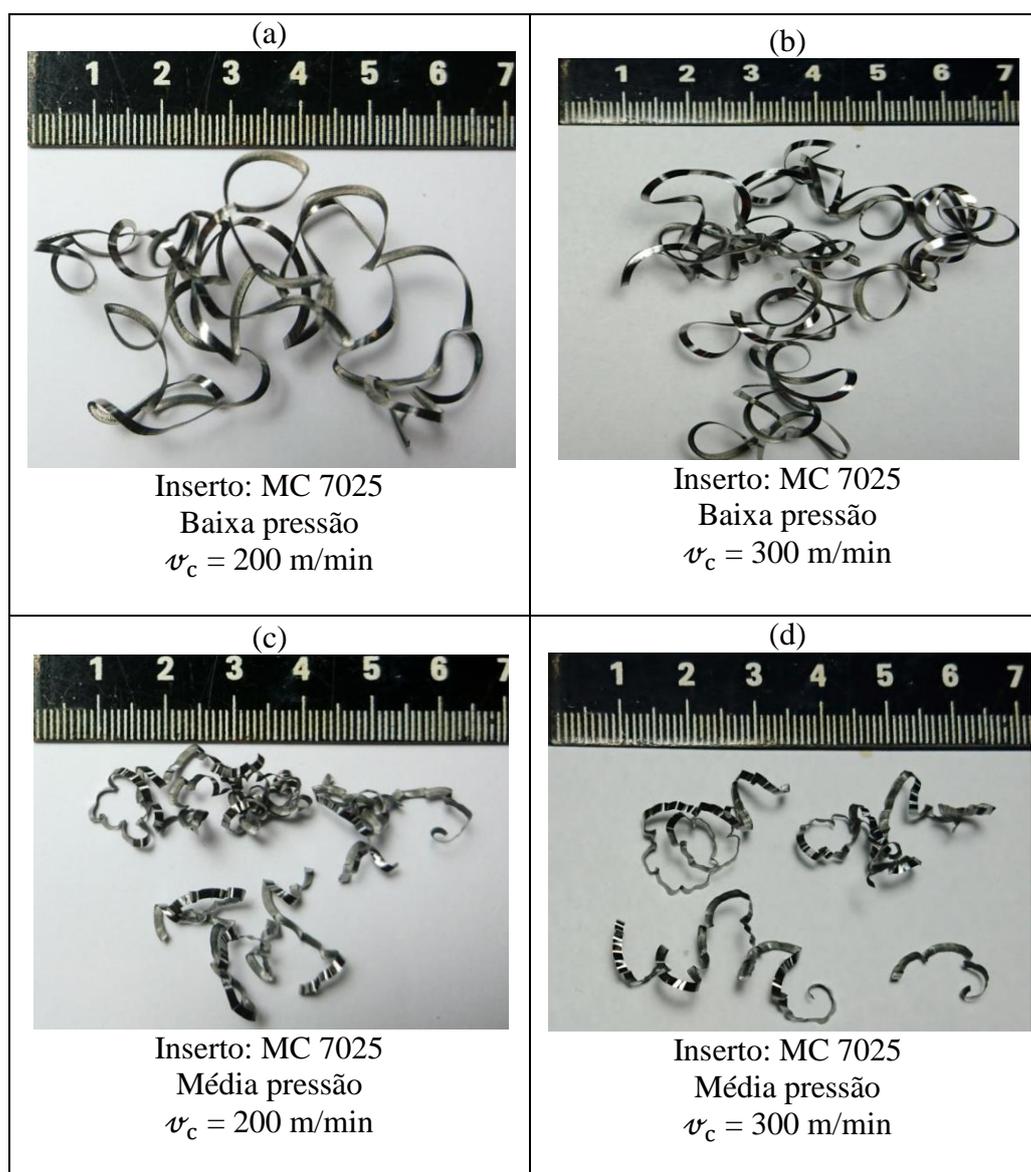


Figura 4.12: Formas de cavaco obtidas após o torneamento do AISM com insertos MC 7025.

Resultados similares foram obtidos após o torneamento do AISM utilizando o inserto MP 7035 sob baixa e média pressão e com $v_c = 200$ e 300 m/min (Figura 4.13).

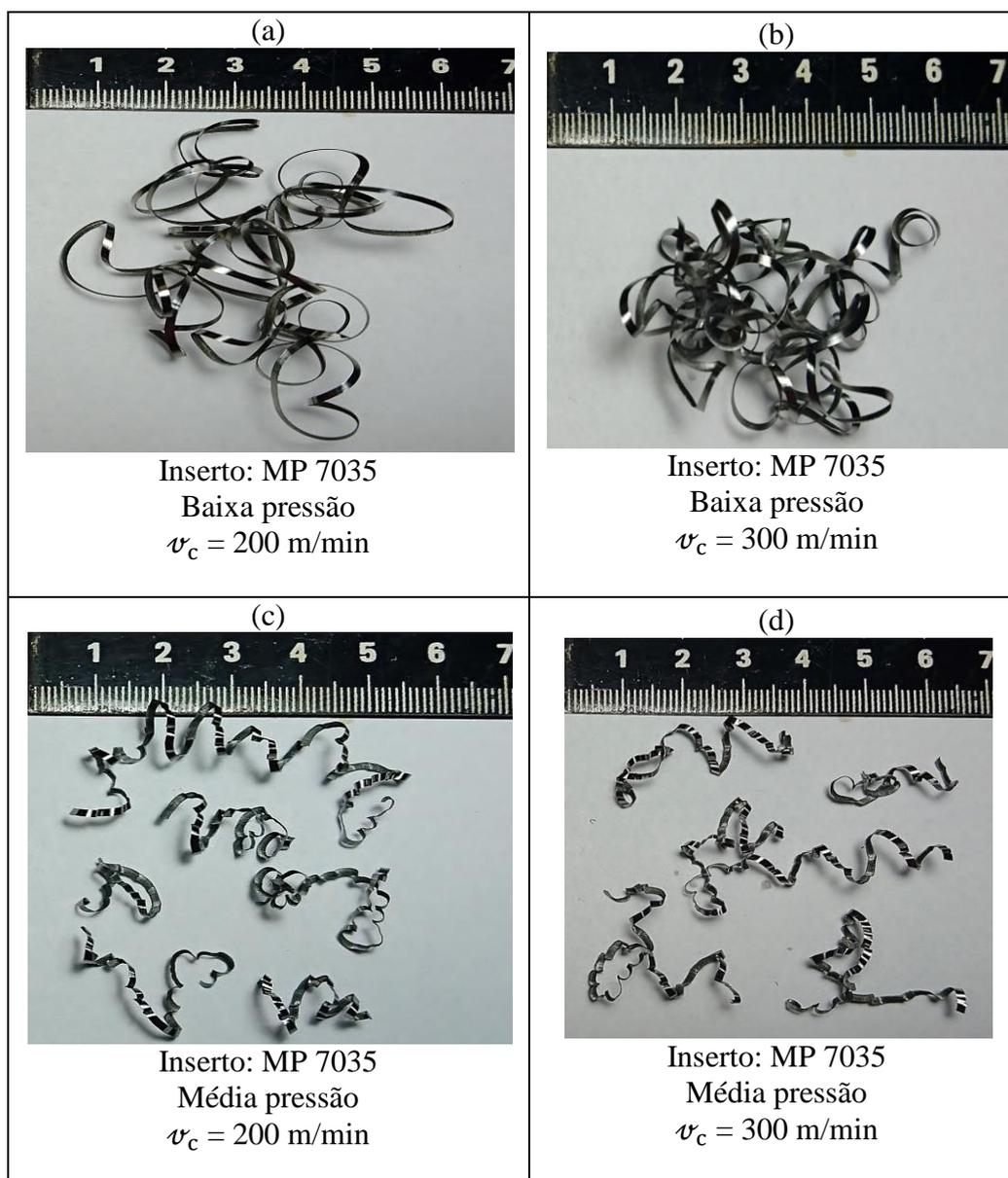


Figura 4.13: Formas de cavaco obtidas após o torneamento do AISM com insertos MP 7035.

De uma forma geral, observa-se que a lubri-refrigeração sob média pressão favoreceu a quebra do cavaco para as velocidades de corte de 200 e 300 m/min, independentemente do inserto utilizado. A usinagem a média pressão promoveu uma cunha hidráulica na saída do cavaco, exercendo uma força mecânica sobre este e facilitando a sua quebra. Nesse caso, a forma dos cavacos coletados foram em arcos conectados, enquanto que para a lubri-refrigeração sob baixa pressão a forma do cavaco foi em fita emaranhado, forma considerada indesejável.

4.5.6 Raiz do cavaco

O inserto MC 7015 foi o que apresentou desempenho melhor em termos de rugosidade da superfície usinada, desgaste e força de usinagem em comparação aos demais insertos testados. Portanto, optou-se por fazer a análise da raiz do cavaco apenas para este inserto.

Na Figura 4. são apresentadas amostras da raiz do cavaco geradas pelo inserto MC 7015 sob velocidade de corte de 200 m/min. Observa-se que com lubri-refrigeração sob baixa pressão (Figura 4.a), o raio de curvatura do cavaco é maior, ao passo que sob média pressão (Figura 4.b), o raio do cavaco diminui, o que pode ter facilitado a sua quebra. O jato sob média pressão direcionado na direção de saída da interface cavaco-ferramenta também favorece a redução da espessura do cavaco. A explicação pode estar relacionado à diminuição da área de contato entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, consequentemente reduzindo a deformação do cavaco e facilitando o seu escoamento (NAVES, 2013).

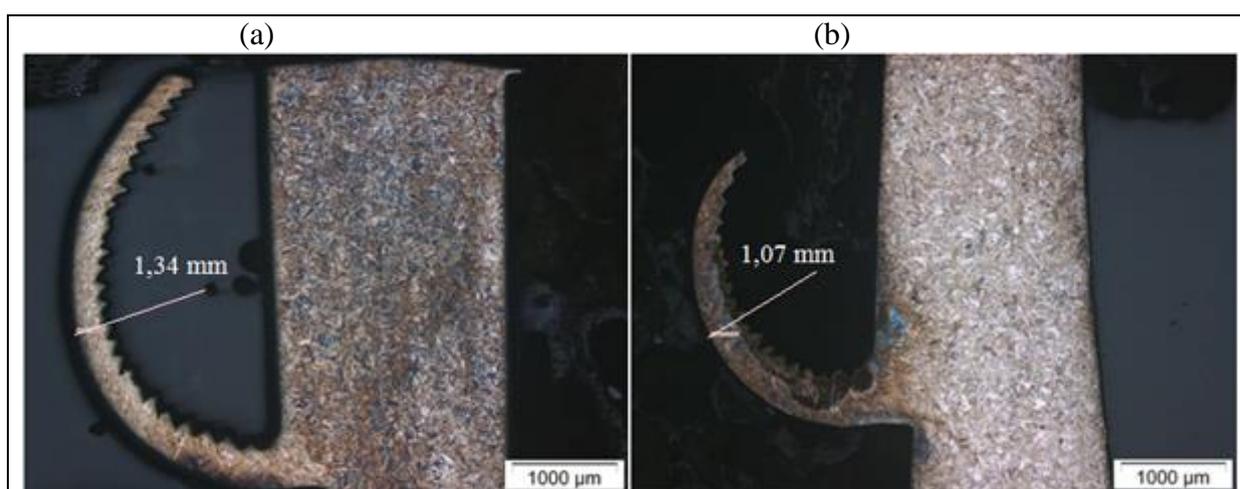


Figura 4.14: Raiz do cavaco gerado pelo inserto MC 7015 sob $v_c = 200$ m/min: (a) baixa pressão e (b) média pressão.

Na Figura 4.15 é mostrado o cavaco produzido sob baixa pressão e $v_c = 200$ m/min. Nota-se as camadas de cisalhamento termoplástico catastrófico que surgem durante a formação do cavaco. Essas camadas separam, em segmentos, a deformação plástica sofrida pelas lamelas (NAVES, 2013). Essa inclinação pode ser justificada pela aderência do cavaco à superfície de saída da ferramenta na zona de cisalhamento secundária.

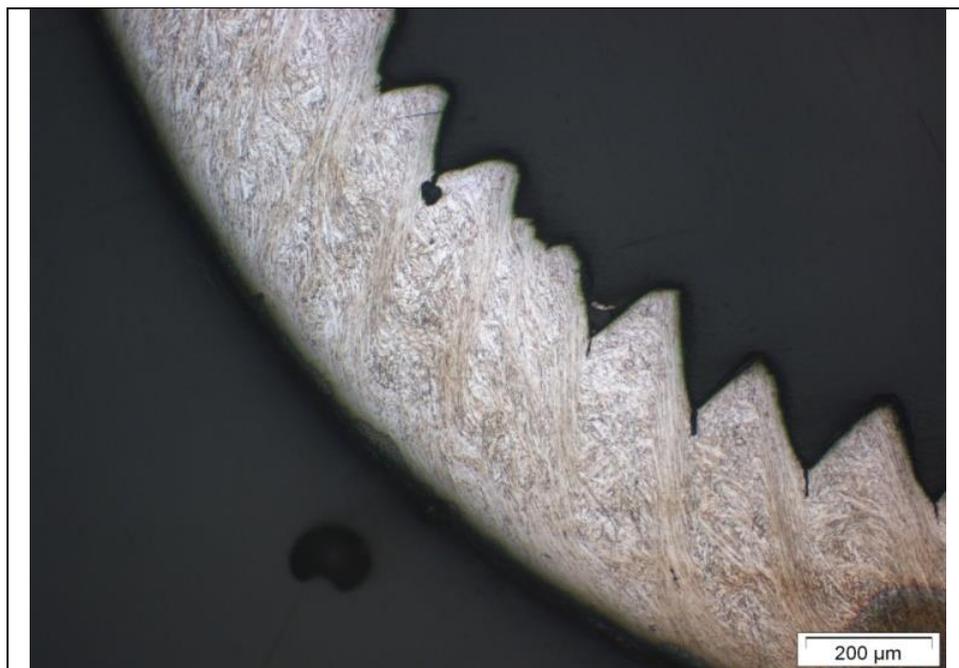


Figura 4.15: Cavaco produzido pelo inserto MC 7015 sob $v_c = 200$ m/min na condição de refrigeração sob baixa pressão.

Na Figura 4. é apresentada a imagem da raiz do cavaco nas condições de lubri-refrigeração sob baixa e média pressão, porém com maior ampliação. Nas Figura 4.(a) e 4.16(b) são identificados comportamentos diferentes das regiões de aderência e zona de fluxo. Observa-se que na condição de baixa pressão (Figura 4.a) não é muito nítida a direção das ripas de martensita na direção do plano de cisalhamento primário, enquanto que na lubri-refrigeração sob média pressão (Figura 4.b), as ripas de martensita apresenta-se mais nítida na direção do plano de cisalhamento.

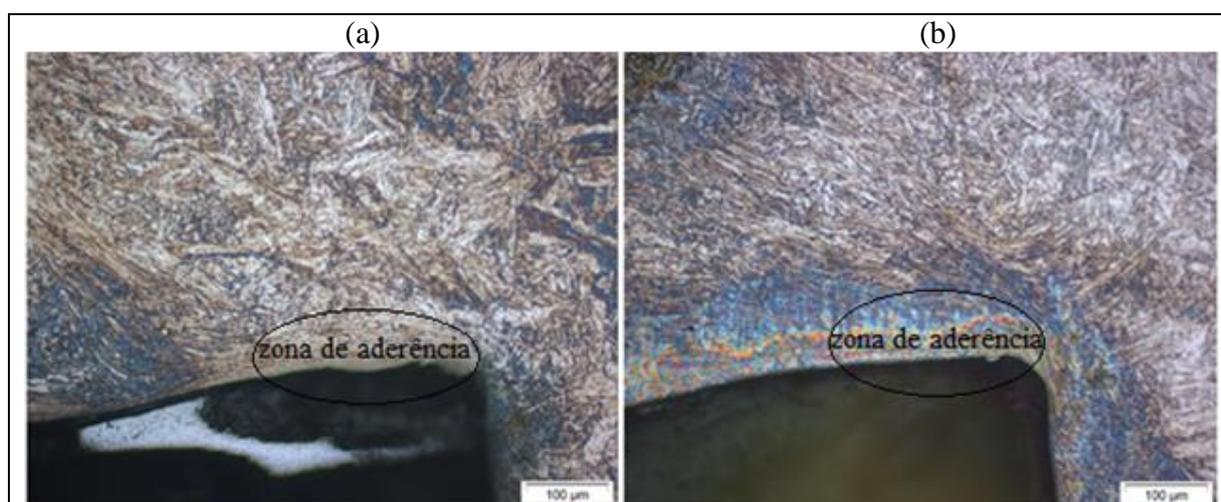


Figura 4.16: Raiz do cavaco gerado pelo inserto MC 7015 sob $v_c = 200$ m/min: (a) baixa pressão e (b) média pressão.

A deformação do cavaco no plano de cisalhamento é um fenômeno de difícil análise, principalmente por ocorrer em uma região muito restrita. Ao reduzir a área de contato cavaco-ferramenta, a lubri-refrigeração sob média pressão pode direcionar melhor a deformação do material, contribuindo de forma positiva para o cisalhamento e o escoamento do material.

4.5.7 Deformação, taxa de deformação, tensão de cisalhamento e tensão normal

Neste tópico foram analisados os resultados obtidos para o inserto MC 7015 apenas, pelos mesmo motivos apresentados anteriormente. Os resultados das forças de corte (F_c) e de avanço (F_f) foram utilizados para determinação da tensão de cisalhamento (τ) no plano de cisalhamento primário, conforme a Equação 2.9. As raízes dos cavacos coletados foram analisadas sob as velocidades de corte de 150, 200 e 250 m/min, gerando valores médios de espessura para determinação do ângulo de cisalhamento (ϕ), deformação (ϵ), além da medição da largura média das bandas de cisalhamento para o cálculo da taxa de deformação $\dot{\epsilon}$, como exemplificado na Figura 4..

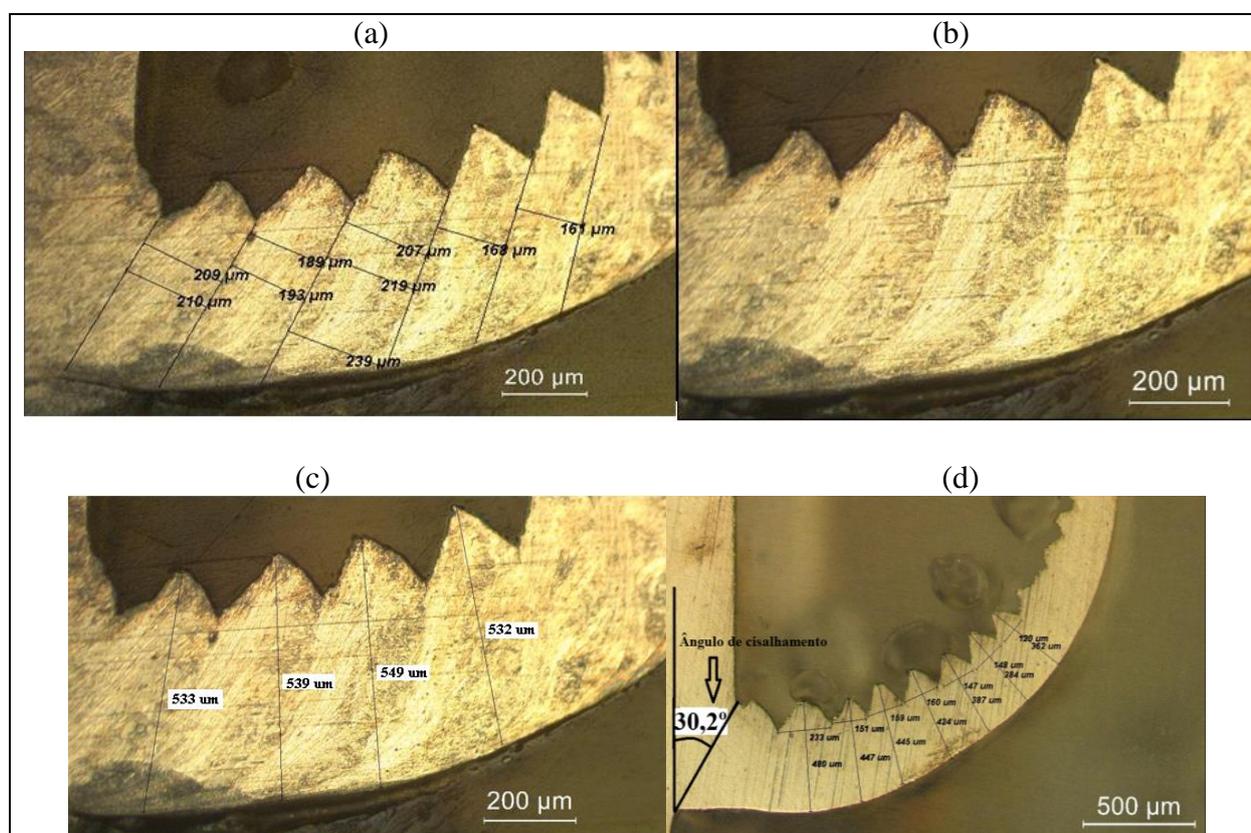


Figura 4.17: Seção longitudinal do cavaco do aço AISM gerado pelo inserto MC 7015 sob velocidade de corte de 150 m/min a seco: (a) exemplo da medição Δy , (b) caracterização do cavaco segmentado, (c) medição da espessura do cavaco h' e (d) determinação do ângulo de cisalhamento.

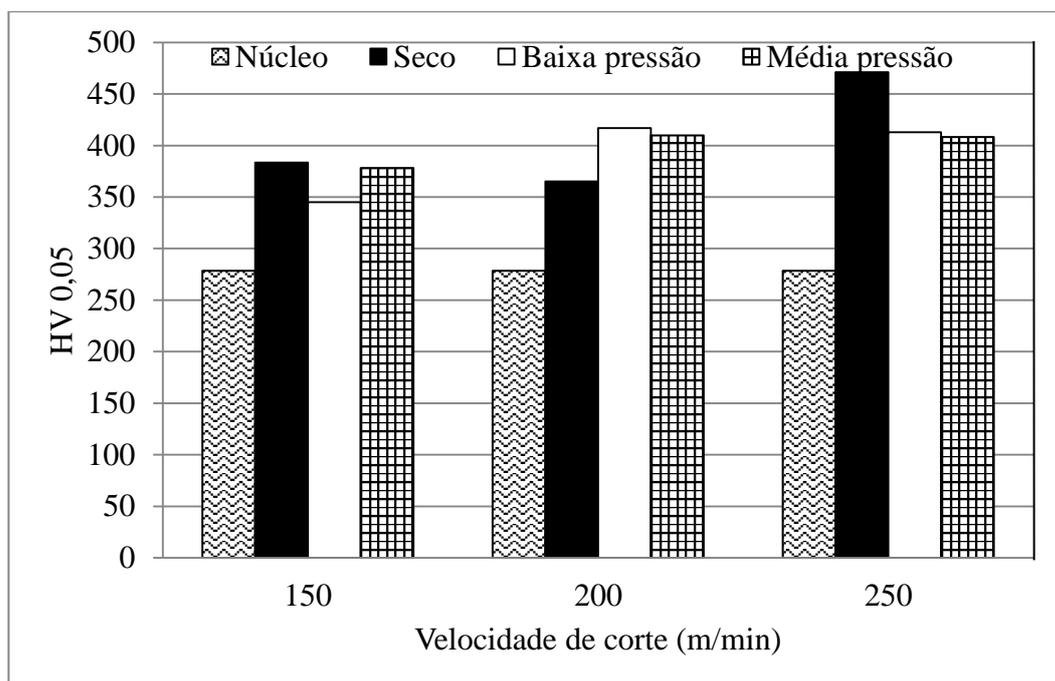
Nas Tabelas D1 e D2 (Apêndice D) são apresentados os resultados das componentes da força de usinagem consideradas, microdureza dos cavacos, espessura do cavaco (h'), ângulos de cisalhamento (ϕ), além da distância perpendicular da bandas de cisalhamento (Δy), a tensão normal ao plano de cisalhamento (σ), tensão cisalhante (τ), deformação (ϵ) e taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$). Para os cálculos da deformação, taxa de deformação, força de cisalhamento, força normal ao plano de cisalhamento, tensão cisalhante e a tensão normal ao plano de cisalhamento utilizaram-se as Equações 2.4 e 2.5 e 2.6 a 2.10. Porém, ressalta-se que os dados foram coletados durante o corte oblíquo (torneamento) e as equações citadas se referenciam ao corte ortogonal.

Na Tabela 4.10 é apresentado o resultado da ANOVA para a microdureza. Identifica-se que não existe influência significativa da velocidade de corte e lubri-refrigeração sobre a microdureza do cavaco.

Tabela 4.10: Análise de variância para a microdureza

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor
v_c	2	689,4	344,7	0,42	0,681
Lubri-refrigeração	2	5745,4	2872,7	3,53	0,131
Erro	4	3252,5	813,1		
Total	8	9687,2			
		R-Sq = 86,43%	R-Sq(adj)=75,20%		

No Gráfico 4.27 são apresentados os valores de microdureza do cavaco em função da velocidade de corte e do sistema de lubri-refrigeração. Também é apresentado o valor de microdureza do material não afetado pela usinagem. Observa-se que com o aumento da velocidade de corte ocorre o aumento da microdureza do cavaco. Queiroz (2012) relata que quanto maior a severidade do processo de usinagem, maiores serão as alterações mecânicas (deformação plástica, microdureza, trincas e tensões superficiais). O material quando submetido ao corte, sofre deformação plástica que é comum ao processo. Deste modo, a microdureza pode ser facilmente alterada após o processo de fabricação. Portanto, a variação destes fatores afetou o encruamento superficial do material. O uso do fluido de corte sob baixa e média pressão sobre a superfície usinada do aço AISI 1045 promove os valores de microdureza semelhantes para as velocidades de corte de 200 e 250 m/min. O corte a seco na condição de $v_c = 250$ m/min foi a condição que apresentou o maior valor de microdureza. Esse aumento de microdureza é devido ao encruamento da superfície do material que pode ter contribuído para elevação das componentes da força de torneamento quando a velocidade de corte foi aumentada (seção 4.5.3).

Gráfico 4.27: Microdureza em função de v_c e lubri-refrigeração.

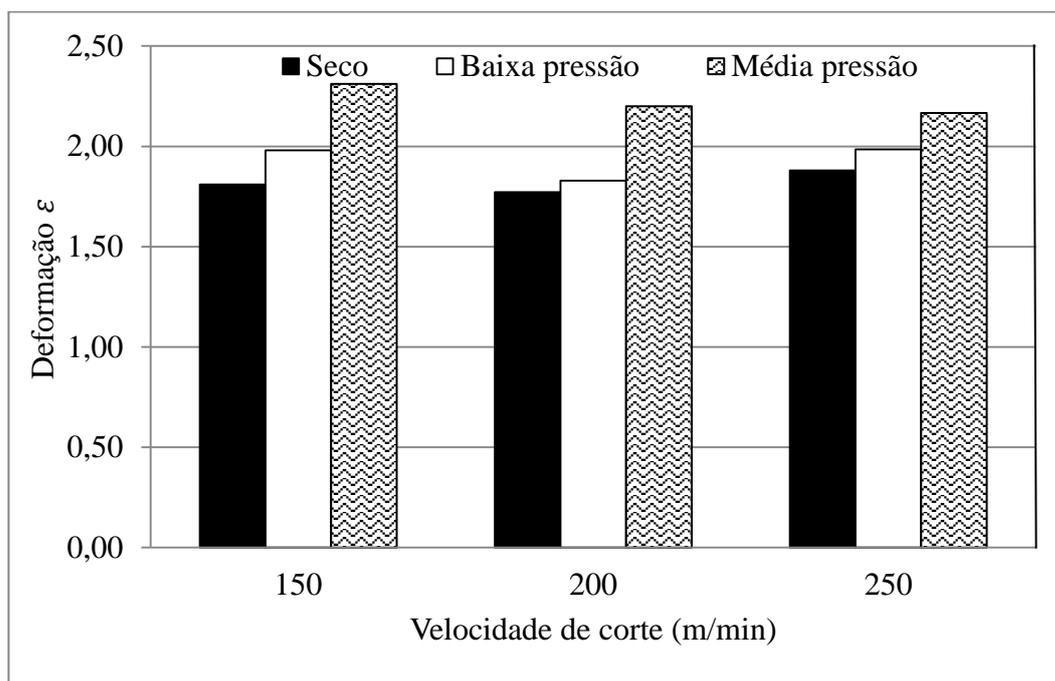
Na Tabela 4.11 é apresentado o resultado da análise de variância realizada para a deformação sofrida na usinagem do AISM. Observa-se que velocidade de corte e lubri-refrigeração não apresentaram influência significativa ($p > 0,05$) sobre ϵ .

Tabela 4.11: Análise de variância para a deformação (ϵ)

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor
v_c	2	0,12058	0,06029	4,49	0,09
Lubri-refrigeração	2	0,09128	0,04564	3,40	0,137
Erro	4	0,05373	0,01343		
Total	8	0,26559			

R-Sq = 89,77% R-Sq(adj)=69,54%

No Gráfico 4.28 são mostrados os valores de deformação do AISM em função da velocidade de corte e lubri-refrigeração. Para o corte a seco, a deformação apresentou os menores valores médios, seguida da lubri-refrigeração sob baixa e média pressão. Apesar das diferenças apresentadas no Gráfico 4.27, os valores de ϵ sob diferentes v_c no corte a seco e lubri-refrigeração sob baixa e média pressão não são estatisticamente distintos.

Gráfico 4.28: Deformação (ϵ) em função de v_c e lubri-refrigeração.

O corte a seco dificulta a dissipação de calor na região de cisalhamento do material, reduzindo a dureza e exigindo menor deformação em comparação ao uso do fluido de corte. Materiais com baixa difusividade térmica (como o AISI) respondem mais lentamente às mudanças nas condições térmicas, necessitando de um tempo mais longo para promover o amaciamento. Portanto, uma velocidade de corte mais baixa favorece o tempo de aquecimento e, desta forma, o calor gerado tem mais tempo para provocar o amaciamento do material e reduzir a sua dureza, promovendo menores deformações (BARBOSA, 2014). Uma discussão em relação à influência da lubri-refrigeração sob baixa e média pressão sobre a deformação envolve dois aspectos: por um lado, espera-se que a lubri-refrigeração sob média pressão atue na redução da deformação (lubrificando e reduzindo a área de contato cavaco-ferramenta), mas por outro lado, a eficiência da lubri-refrigeração na redução da temperatura dificulta o amaciamento e redução da dureza do cisalhamento do material, levando a maiores valores de deformação.

Na Tabela 4.12 são apresentados os resultados da ANOVA para taxa de deformação. Observa-se que a velocidade de corte e a lubri-refrigeração não apresentam influência significativa ($p > 0,05$) sobre taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$).

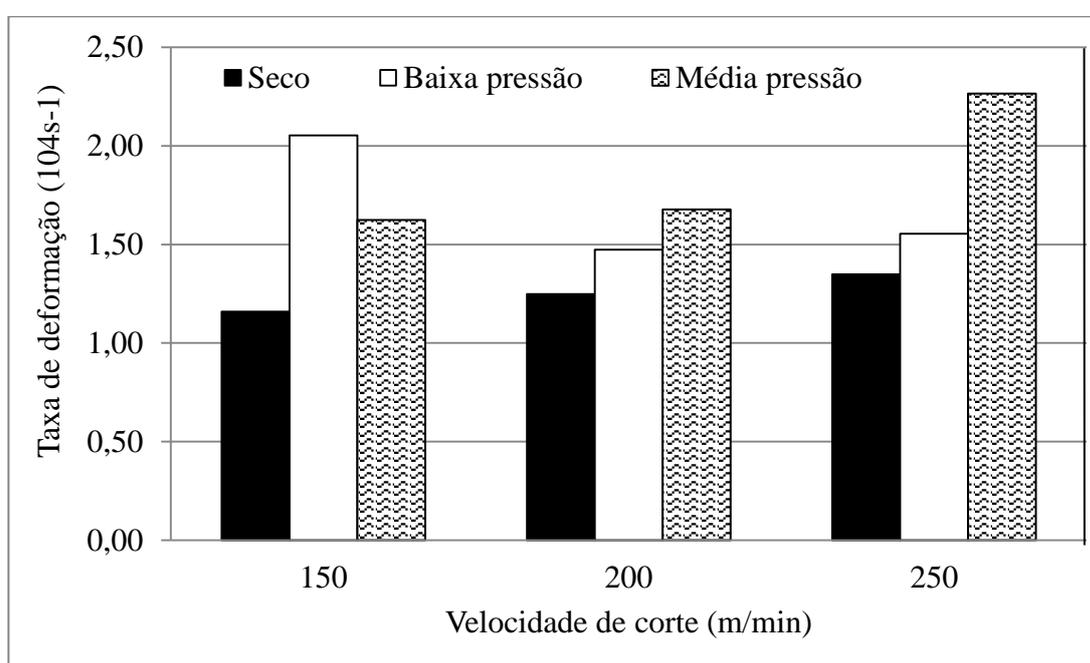
Tabela 4.12: Análise de variância para a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$)

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor
v_c	2	58570356	9222419	3,18	0,149
Lubri-refrigeração	2	9902423	9222419	0,54	0,622
Erro	4	36889674	9222419		
Total	8	105362453			
		R-Sq = 77,69%	R-Sq(adj)=63,17%		

No Gráfico 4.29 são mostrados os valores de taxa de deformação (ou velocidade de deformação) em função da velocidade de corte e lubri-refrigeração. De uma forma geral, no corte a seco sob distintas velocidades de corte, a taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ apresentou valores médios menores, seguido pela condição de lubri-refrigeração sob baixa e média pressão. A taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ pode ser influenciada pela velocidade de corte (Equação 2.5), ou seja, quanto maior v_c , maior será a taxa de deformação, porém, a taxa de deformação também está relacionada ao planos preferenciais de deslizamento e/ou estrutura cristalina (BUBANI *et al.*, 2010). Outro efeito sobre a taxa de deformação pode estar relacionado com o aumento do ângulo de cisalhamento e da espessura da lamela (Δy). A velocidade de corte de 150 m/min combinada com o corte seco apresentou menor taxa de deformação seguida da lubri-refrigeração sob baixa e média pressão. O corte a seco proporcionou maior calor gerado na região do corte favorecendo a redução da resistência ao cisalhamento do material e contribuindo para menores valores de taxa de deformação. Para a velocidade de corte de 150 m/min o efeito da lubri-refrigeração sob média pressão foi mais eficiente do que sob baixa pressão devido a melhor eficiência na redução do atrito entre cavaco e superfície de saída da ferramenta. Este efeito favoreceu o escorregamento do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta de corte o que pode ter levado a menor deformação, conseqüentemente, maior ângulo de cisalhamento o que contribui para menor taxa de deformação. O corte seco também apresentou menores valores de taxa de deformação para as velocidades de corte de 200 e 250 m/min e o comportamento da taxa de deformação foi semelhante para estas velocidades. A maior taxa de deformação para lubri-refrigeração sob baixa pressão e principalmente sob média pressão pode também ser influenciada pelo acesso do fluido de corte à interface cavaco-ferramenta, sendo que sob média pressão o acesso a região de escorregamento do cavaco pode ter sido melhor, contribuindo para menores temperaturas. Contudo, este efeito de melhorar a eficiência da lubri-refrigeração pode influenciar de forma negativa na temperatura desejada para a redução da resistência ao cisalhamento do material, contribuindo para maiores valores de taxa de deformação. Quando a v_c foi aumentada ocorreu o aumento da temperatura. Porém, esse aumento de temperatura combinado com a lubri-refrigeração apresentou uma redução da taxa de cisalhamento. A

função lubri-refrigerante, principalmente, sob baixa pressão perde o seu efeito quando v_c é aumentada devido à ação hidrodinâmica (movimento e espessura da película do fluido) induzida, o que pode explicar o menor valor da taxa de deformação da lubri-refrigeração sob baixa pressão em comparação a média pressão, principalmente, sob a velocidade de corte de 200 m/min. O efeito da lubri-refrigeração sob média pressão pode ter sido mais eficiente na remoção do calor na região do corte do que sob baixa pressão, perdendo o efeito desejado da temperatura para a redução da resistência ao cisalhamento do material.

Gráfico 4.29: Taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ em função de v_c e lubri-refrigeração.



Na Tabela 4.13 é apresentado o resultado da ANOVA para a tensão normal ao plano de cisalhamento primário. Observa-se que a velocidade de corte e a lubri-refrigeração não apresentaram influência significativa ($p > 0,05$) sobre a tensão normal σ .

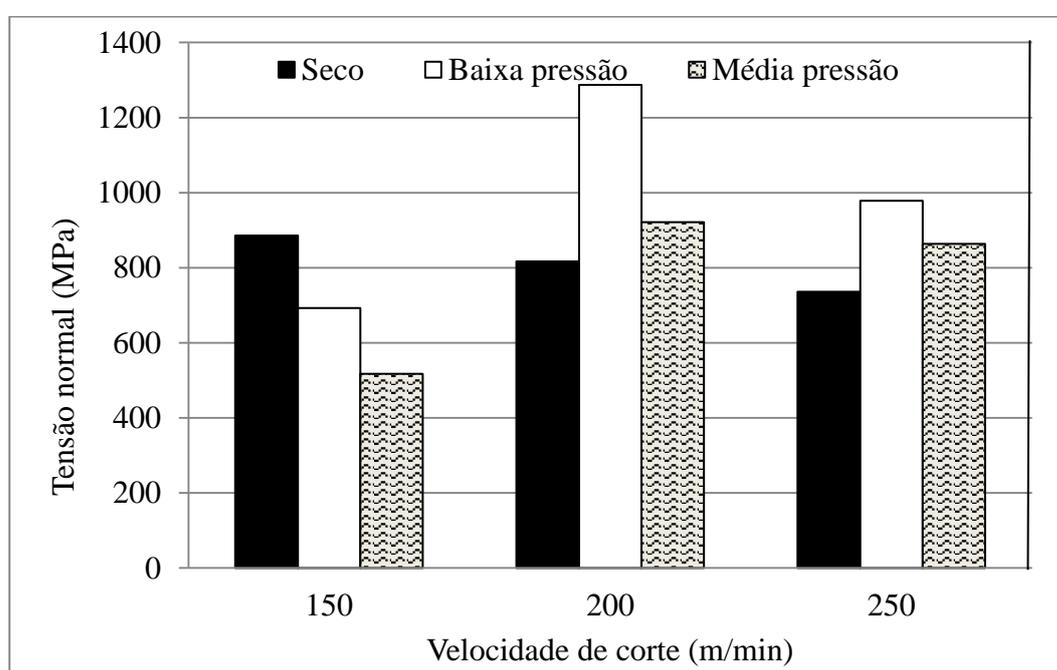
Tabela 4.13: Análise de variância para a tensão normal (σ)

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor
v_c	2	45235	22618	0,45	0,66
Lubri-refrigeração	2	285961	142981	2,87	0,169
Erro	4	199366	49842		
Total	8	530563			

R-Sq = 82,42% R-Sq(adj)=71,85%

No Gráfico 4.30 são apresentados os valores de tensão normal em função de v_c e lubri-refrigeração. Para as condições de usinagem testadas não foi identificado um comportamento nítido. Observa-se que para $v_c = 150$ m/min, a lubri-refrigeração sob média pressão apresentou menor valor de tensão normal. Já $v_c = 200$ m/min e $v_c = 250$ m/min, o corte seco apresentou menores valores de tensão normal. O corte a seco contribui para a redução da deformação e da taxa de deformação devido o aumento da temperatura, propiciando menores deformações e taxas de deformação devido aos menores valores da força normal ao plano de cisalhamento (F_{NZ}).

Gráfico 4.30: Tensão normal (σ) em função de v_c e lubri-refrigeração.



Na Tabela 4.14 é apresentada a análise de variância para a tensão de cisalhamento atuante no plano primário. Observa-se que a velocidade de corte e a lubri-refrigeração apresentaram influência significativa ($p < 0,05$) sobre τ . A velocidade de corte apresentou uma contribuição de 36,81% e enquanto a lubri-refrigeração apresentou uma contribuição de 53,29%.

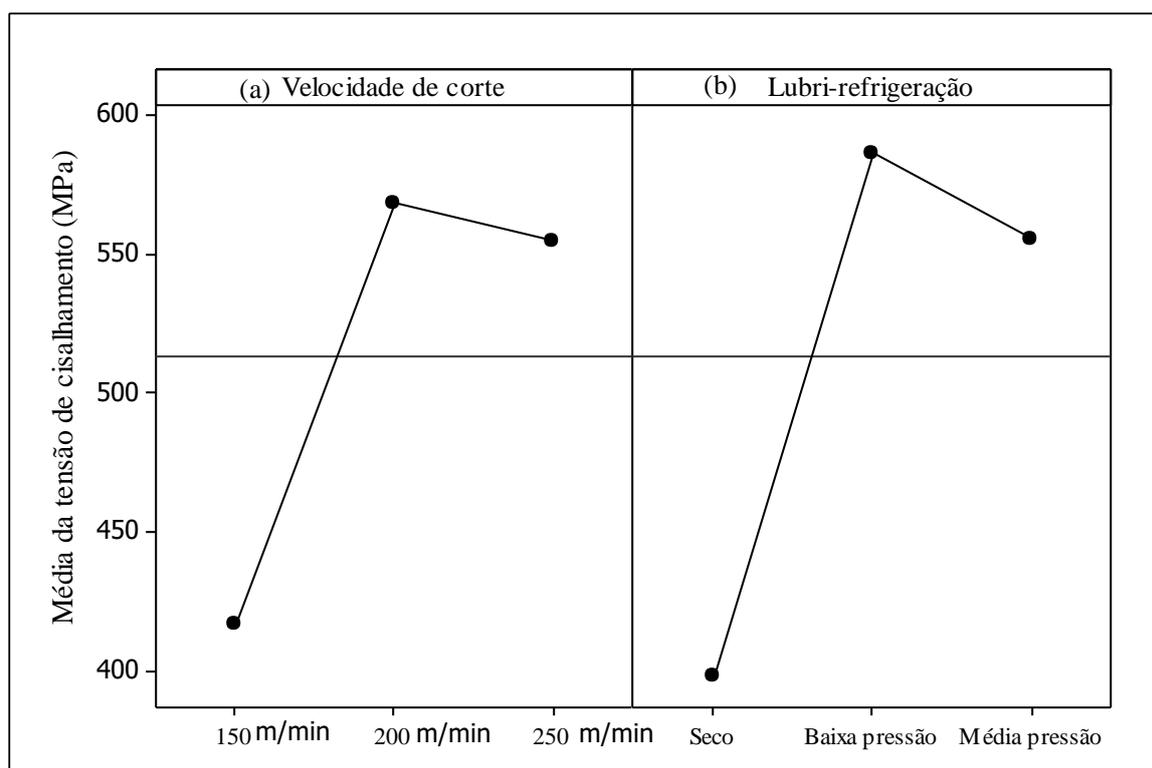
Tabela 4.14: Análise de variância para a tensão de cisalhamento (τ)

Fonte	Grau de Liberdade	Soma de Quadrados	Quadrado médio	Valor F	p-valor	Contribuição
v_c	2	42316	21158	7,44	0,045	36,81%
Lubri-refrigeração	2	61251	30625	10,77	0,025	53,29%
Erro	4	11379	2845			
Total	8	114946				

R-Sq = 90,10% R-Sq(adj)=80,20%

No Gráfico 4.31 são apresentados os valores de tensão de cisalhamento (τ) em função de v_c e da lubri-refrigeração. A velocidade de corte de 150 m/min apresentou os menores valores da tensão de cisalhamento (Gráfico 4.31a). A $v_c = 150$ m/min apresentou menores deformações maiores ângulos de cisalhamento e menor adesão contribuindo para menores valores de tensão de cisalhamento. O corte a seco apresentou os menores valores da tensão de cisalhamento seguida pela lubri-refrigeração sob média pressão e baixa (Gráfico 4.31b).

Gráfico 4.31: Tensão de cisalhamento τ em função de v_c e lubri-refrigeração.



O comportamento da tensão de cisalhamento no corte a seco pode estar relacionado com o aumento temperatura na zona de cisalhamento. Este aumento de temperatura promove a redução da dureza do material na região do corte, possibilitando assim a redução da força de cisalhamento (F_z). Esperava-se que o aumento da v_c promovesse a redução da tensão de cisalhamento, mesmo combinado com a lubri-refrigeração sob baixa e média pressão. Uma possível explicação pode esta relacionada à eficiência da refrigeração (redução da temperatura), consequentemente, perdeu-se a vantagem da redução da resistência ao cisalhamento pelo aumento da temperatura em função do aumento de v_c . Neste caso, o aumento da velocidade de corte pode ter promovido ainda mais amaciamento do material, com isso, aumentou-se ainda mais a deformação e adesão do cavaco, seguido do aumento da tensão de cisalhamento. Além disso, o aumento da temperatura com o aumento de v_c , combinado com a lubri-

refrigeração, pode ter levado ao empastamento do material, dificultando o corte, o que causa a elevação da força de cisalhamento, que é proporcional a tensão de cisalhamento (BARBOSA, 2014; MACHADO *et al.*, 2015). O fenômeno da deformação do material na usinagem é sensível ao efeito das condições de corte sobre a mudança no comportamento do material, principalmente na zona de cisalhamento primário, que por apresentar área restrita, comporta-se de modo peculiar. Bubani *et al.* (2010) e Barbosa (2014) avaliaram a deformação dos aços inoxidáveis martensítico (estrutura TCC), austenítico (estrutura CFC) e duplex (estrutura CCC+CFC) e relataram que o comportamento da deformação pode estar relacionado às diferentes estruturas cristalinas. Os autores citam que o aço austenítico é o material que deforma mais na usinagem, seguido pelo duplex e depois pelo martensítico. As explicações estão relacionadas à estrutura cristalina do aço austenítico, que apresenta mais planos preferenciais de deslizamento, resistindo menos a deformações. Por meio dos resultados pode-se notar que as velocidades de corte de 200 e 250 m/min representam uma faixa crítica, acima da qual o cavaco passa mais rapidamente pela região de cisalhamento primário, o que não contribui para a condução do calor gerado. Outra característica importante dos aços inoxidáveis é a baixa difusividade térmica (uma ordem de grandeza) comparada com o aço SAE 1045 (Tabela 4.15), isto é, resposta lenta às mudanças sob condições térmicas impostas, necessitando assim de um tempo mais longo ou velocidade de corte ideal para que o calor gerado seja conduzido de forma a facilitar o corte do material.

Tabela 4.15: Difusividade térmica de alguns aços inoxidáveis e do aço SAE 1045 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL, 2011 e CALLISTER, 2018).

Propriedade térmica	Austenítico (AISI 304, recozido)	Supermartensítico (SM13 CRS-110)	Duplex (SM22CR-110)	Martensítico (SM13CRM-110)	SAE 1045
Difusividade térmica	3,85 (10^{-6} m ² /s)	4,67 (10^{-6} m ² /s)	3,75 (10^{-6} m ² /s)	4,78 (10^{-6} m ² /s)	1,36 (10^{-5} m ² /s)

A lubri-refrigeração sob baixa e média pressão atua na redução da temperatura durante o corte, porém a temperatura na região de corte é importante para o cisalhamento do material. Por um lado, o aumento da velocidade de corte implica no aumento da temperatura que promove a adesão maior do material, aumentando as forças de usinagem. A possível redução da temperatura no corte por meio da lubri-refrigeração sob baixa e média pressão, aliada à baixa difusividade térmica do aço inoxidável supermartensítico favorece a sua baixa eficiência na distribuição do calor gerado para a região do corte, aumentando os valores da tensão de cisalhamento. As propriedades mecânicas, físicas e químicas do material a ser usinado associadas aos parâmetros de corte podem tornar o difícil a identificação do ponto ótimo para os parâmetros de corte.

5. CONCLUSÕES

Após a realização de testes de caracterização microestrutural, química e de propriedades mecânicas, além dos ensaios torneamento do aço inoxidável supermartensítico (AISM) Super Cromo 13, as seguintes conclusões podem ser extraídas:

- Por meio da análise da microestrutura do AISM, pode-se observar a presença de martensita nova proveniente do tratamento térmico convencional e martensita revenida oriunda do processo de revenimento intercrítico e ainda identificar precipitados de carbonitretos Ti(C,N).
- Por meio da análise de EDS, observou-se a presença do elemento químico Ti, que possibilita a formação de Ti(C,N), o qual aumenta a abrasividade do material e os esforços mecânicos para a formação do cavaco.
- Os resultados da análise química por espectrometria de emissão ótica permitiram quantificar as concentrações de cromo (11,75%), níquel (5,55%), molibdênio (1,93%) e titânio (0,14%) e classificar o material em estudo como aço inoxidável supermartensítico de média liga.
- Por meio do ensaio de tração, as curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira foram levantadas. O material apresenta tensão limite de escoamento de 738,69 MPa, tensão limite de resistência de 794,69 MPa, coeficiente de resistência $K = 1346,14$ MPa e grau de encruamento $n = 0,177$. Além disso, os valores médios de dureza transversal e longitudinal foram, respectivamente, 290 e 286 HV.
- As variáveis de entrada não apresentaram influência significativa sobre as rugosidades R_a e R_z , porém, o inserto MC 7015 proporcionou os valores médios de R_a e R_z mais baixos. Além disso, a lubri-refrigeração sob média pressão apresentou os valores médios mais baixos ($R_a = 0,93 \mu\text{m}$ e $R_z = 4,92 \mu\text{m}$).
- Os fatores que mais influenciaram o desgaste de flanco foram inserto, velocidade de corte e a lubri-refrigeração e a interação entre o inserto e a lubri-refrigeração com percentuais de contribuição de 69,24 %, 20,50 %, 5,53 % e 2,03 %, respectivamente.

- Por meio das imagens das cunhas dos insertos, constatou-se que o aumento da velocidade de corte promoveu o aumento do desgaste para todos insertos, porém os insertos MC 7015 e MC 7025 apresentaram desgastes similares nas duas condições de lubri-refrigeração. Independentemente do tipo da lubri-refrigeração, sob velocidade de corte 300 m/min o desgaste de flanco se fez presente de forma mais acentuada, no entanto, com lubri-refrigeração sob média pressão o desgaste de flanco foi atenuado.
- Todos os insertos apresentaram desgaste gradual, com ocorrência do deslocamento de parte do revestimento e exposição do substrato próximo ao raio de ponta. Evidenciou-se a presença do desgaste por abrasão.
- A avaliação das componentes das forças de torneamento constatou que a lubri-refrigeração apresentou maior contribuição sobre a força de corte (49,87%), seguida pela interação v_c x lubri-refrigeração, velocidade de corte e inserto. Para a força de avanço, a lubri-refrigeração apresentou maior contribuição, seguida pela interação v_c x lubri-refrigeração, velocidade de corte e por fim o inserto. Já para a força passiva, a contribuição da lubri-refrigeração foi de 17,29%, seguida pela velocidade de corte (13,29%) e depois pela interação v_c x lubri-refrigeração (12,88%) e inserto (3,46%).
- A lubri-refrigeração sob média pressão promoveu menores valores para todas as componentes das forças de torneamento e o inserto MC 7015 foi o que promoveu forças de torneamento mais baixas. De uma forma geral, a velocidade de 150 m/min apresentou os menores valores das componentes da força de usinagem.
- Para a análise dos perfis de tensão residual verificou-se que, de uma forma geral, independentemente da velocidade de corte utilizada com lubri-refrigeração sob média pressão, a tensão residual induzida foi de compressão e sob baixa pressão a tensão residual induzida foi de tração.
- Com relação aos cavacos gerados, quando utilizou-se a refrigeração sob baixa pressão, a principal forma obtida foi fita emaranhada. Para o corte sob média pressão, a principal forma obtida foi cavaco em fita e arco conectado. A classe do cavaco característico do aço inoxidável supermartensítico após o torneamento foi segmentada. Quanto a velocidade de corte e ao inserto não foi possível evidenciar suas influência sobre a forma do cavaco.
- Com relação à raiz do cavaco, na lubri-refrigeração sob baixa pressão não é muito nítida a deformação na direção do plano de cisalhamento primário, enquanto que na lubri-refrigeração sob média pressão, o cavaco apresenta deformação preferencial na direção do plano de cisalhamento.

- Os fatores v_c e lubri-refrigeração não apresentaram influência estatisticamente significativa sobre microdureza, deformação, taxa de deformação, tensão normal, entretanto, para a tensão de cisalhamento, os fatores apresentaram influência. O efeito da lubrificação foi comprometido quando ocorre o aumento da velocidade de corte durante a operação. A possível redução da temperatura devido a lubri-refrigeração sob baixa e média pressão, aliada à baixa difusividade térmica do aço inoxidável supermartensítico favoreceu a baixa eficiência na condução do calor gerado na região do corte, aumentando os valores da tensão de cisalhamento. A velocidade de corte de 150 m/min foi a condição que apresentou os menores valores da tensão de cisalhamento, principalmente na condição de usinagem a seco. As velocidade de corte 200 e 250 m/min representa uma faixa acima da qual a velocidade de cavaco dificulta a condução do calor gerado.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A fim de dar sequência a este trabalho, as seguintes atividades são propostas:

- Realização de testes de longa duração para avaliação dos mecanismos de desgaste e determinação de vida dos insertos e avaliar se o comportamento são semelhante aos testes de curta duração realizadas neste trabalho.
- Realização de ensaios complementares para avaliar o comportamento das tensões residuais induzidas na peça.
- Realização de ensaio de caracterização dos revestimentos dos insertos para avaliar a influência de suas propriedade mecânicas, físicas e químicas sobre o comportamento da ferramenta no torneamento do aço inoxidável supermartensítico.
- Realização de ensaio tribológico para avaliar o comportamento do atrito e dos mecanismos de desgaste dos revestimentos $TiC,N + Al_2O_3 + TiN$ e $(Al,Ti)N$ contra o aço inoxidável supermartensítico Super Cromo 13.
- Estudo sobre a operação de roscamento do aço inoxidável supermartensítico Super Cromo 13. Este material é utilizado na fabricação de tubos usados na exploração do petróleo, os quais são unidos por meio de rosca.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABINOX, Associação Brasileira do Aço Inoxidável. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/publicacoes-abinox-detalhes.php?cod=177 />. Acesso em: 04 fev. 2016

ABNT. NBR. 4287. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS: Especificações geométricas do produto (GPS) - Rugosidade: Método do perfil - Termos, definições e parâmetros da rugosidade. 1 ed. Rio de Janeiro, 2002. 18 p.

ABNT. NBR. 17025. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS: Requisitos gerais para a competência de laboratório de ensaios e calibração. 2 ed. Rio de Janeiro, 2005. 31 p.

ABNT. NBR. 15454. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS: Metalografia das ligas de ferro-carbono- Terminologia. 1 ed. Rio de Janeiro, 2007. 21 p.

ABRÃO, A.M., Ribeiro, J.L.S., and Davim, J.P., Surface integrity, in Machining of Hard Materials, Davim, J.P. (Ed.), London: Springer, 2011, Chapter 4, pp. 115–141.

AGUIAR, H.C. G. Contribuição ao estudo do torneamento do aço inoxidável superduplex empregando ferramentas de metal duro com revestimentos. 132 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Área de Materiais e Processo de Fabricação, Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

ALVES, R. T.F. Avaliação de tensão residual no aço 4340 após sofrer fresamento. 2013. 97 f. TCC (Graduação) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

ANDRADE, C. L. F. Análise da furação do ferro fundido vermicular com brocas de metal-duro com canais retos revestidas com TiN e TiAlN. 2005. Dissertação (mestrado). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis. 2005.

ASM, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams. 10 ed., v.3, 1992. 512p.

ASM, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Properties and Selection Irons Steels and High Performance Alloys. 10 ed., Vol.1, 1990. 2521p.

ASM, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Machining. v.16, 1989. 1156p.

ASM, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Mechanical Testing and Evaluation. 10 ed., v.8, 2000. 2235p.

ASM, AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Metallography and Microstructures. 9 ed., v.9, 2004. 2733p.

ASTM A743, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application. 1 ed., 2013. 8 p.

ASTM A890M-12, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion- Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application1., 1991. 4 p.

ASTM E8 / E8M - 13A, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Estados, 2013. 28 p.

ASTM E415, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry. 2014. 9 p.

ASTM E92-82, AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic. 2003. 9p.

ASTM E384-99. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard test method for microindentation hardness of materials. Pennsylvania: ASTM, 2000.

ATEHORTUA, J. D. E. Transformações de fase associadas ao processamento termomecânico do aço inoxidável supermartensítica 12Cr/6Ni/2Mo/0,1Ti. 2013. 168 f. Dissertação (mestrado), Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.

ÁVILA, R. F. BAPTISTA, B. S., BARBOSA, C. A. ABRÃO, A. M. Influência do fluido de corte sobre a força de usinagem e o acabamento do aço inoxidável austenítico ABN 304, VII Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, Anais, 23 a 25 de novembro de 2004, São Paulo – SP.

BARBOSA, P. A., MACHADO, I. F., Efeito da taxa de deformação no comportamento mecânico do aço inoxidável austenítico. Máquinas e Metais, Aranda - São Paulo - SP, p. 148 – 157 setembro, 2011.

BARBOSA, P. A. Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços inoxidáveis. 235 f. Tese (doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2014.

BORDINASSI, E. C. Contribuição ao estudo da integridade superficial de um aço inoxidável superduplex após usinagem. 221 f. Tese (doutorado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

BUBANI, F.C. DECARLI, C. C. M. BROLLO, G, L. BARBOSA, A. C. DINIZ, A. E. MEI, P. R. Efeito da temperatura e do teor de níquel nas propriedades mecânicas e a correlação com usinabilidade em ligas Fe-18Cr-Ni. Revista Escola de Minas, v. 63, p. 185-190, 2010.

BOUZAKIS K. D. MICHAELIDIS N. SKORDARIS G. BOUZAKIS E. BIERMANN D. M'SAOUBI R, Cutting with Coated Tools: Coating, Technologies, Characterization Methods and Performance Optimization, 61° CIRP: Conference on Manufacturing Technology, 703 – 723 p. 2012.

CALIL, Luís Fernando Peres. Estudo de caso para avaliação do tratamento dado à tecnologia de superfície no meio fabril. 2001. 155 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Departamento da Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.

CALLISTER , W, D; RETHWISCH.D, G. Ciência e engenharia de materiais : uma introdução / William D. Callister, Jr., David G. Rethwisch ; tradução Sergio Murilo Stamile Soares. - 9. ed. - [Reimpr.]. - Rio de Janeiro : LTC, 2018.

CAMARGO, J. F. Análise da formação de cavacos no torneamento de aços inoxidáveis com emprego de um sistema de interrupção súbita de corte (QSD). 2016. 133 f. Dissertação (mestrado), Universidade Federal de Santa Catarina. 2016.

CHAGAS, G. M. P. MACHADO, I. F. Design Numerical model of machining considering the effect of MnS inclusions in an austenitic stainless steel. Procedia CIRP. Vol. 31, p 533 – 538, 2015.

CHERN, G. L. Development of a new and simple quick-stop device for the study on chip formation. International Journal of Machine Tools and Manufacture. v. 45, p. 789– 794, 2005.

CHILDS, T. MAEKAWA, K. OBIKAWA, T. YAMANE,Y. Metal Machining: Theory and Applications. New York-toronto: Arnold, 2000. 416 p.

CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. 6º Edição. Publicado da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo, 1990.

CHIAVERINI, V. Tecnologia Mecânica: Estrutura e propriedades das ligas metálicas. São Paulo: Ed. MacGraw Hill do Brasil, LTDA,.vol.1,cap. 11,p.369-374, 1986.

COSTES, J.P. GUILLET, Y. POULACHON, G. M. DESSOLY, M. Tool-life and wear mechanisms of CBN tools in machining of Inconel 718.International Journal Of Machine Tools & Manufacture. [s.i], p. 1081-1087. 09 nov. 2006.

CORRÊA, J. G. BRITO, J. V. F. d. SCHROETER R. B. MACHADO, A. R. Análise da microestrutura do cavaco proveniente da usinagem de um aço inoxidável martensítica AISI 410. XVIII Colóquio de Usinagem. 3 f, 2014.Uberlandia-MG.

COURBON,C. KRAMAR,D. KRAJNIK,P. PUSAVEC. RECH,J. KOPAC,J. Investigation of machining performance in high-pressure jet assisted turning of Inconel 718: An

experimental study: *International Journal of Machine Tools & Manufacture*.vol. 49 (2009) 1114–1125

DA SILVA, R. B. MACHADO, A. R. EZUGWU, E. O. BONNEY, J. Aumento da vida da ferramenta com o emprego da técnica de aplicação de fluido de corte à alta pressão no torneamento da liga Ti6Al4V com acesso à HSM, 10º COLÓQUIO DE USINAGEM, CEFET-MG, Anais, Centro Federal de Ensino Tecnológico, Belo Horizonte – MG, Brasil, 2004.

DAVIM, J. *Surface Integrity in Machining*. 1 ed. Londres: Editora Springer, 2010. 222 p.

DEDAVID, Berenice Anina; GOMES, Carmem Isse; MACHADO, Giovanna. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA Aplicações e preparação de amostrasAplicações e preparação de amostrasAplicações e preparação de amostras: Materiais Poliméricos, metálicos e semicondutores. Porto Alegre: Edipurs, 2007. 60 p.

DELIJAICOV, S. Modelagem das tensões residuais no processo de torneamento duro de um aço DIN 100 CrMn6 e suas correlações com os esforços de corte.São Paulo, Tese (doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 176p, 2004.

DE MELO, A. C. A. Estimação da Temperatura de Corte Utilizando Problemas Inversos em Condução de Calor, Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, 1998, 116 p.

DIN 4760. DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. *Form deviations. Concepts. Classification system*. Berlin: Beut, jun., 1982

DIN 4761. DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. *Surface character. Geometrical characteristics of texture. Terms/definitions, Symbols. DIN 4761*. Berlin: Beut, dez., 1978.

DIN 6584. DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. *Terms of the cutting technique; forces, energy, work, Power*. 1982

DIETER, G, E. *Metalurgia Mecânica*. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara, 2000. 660 p.

DINIZ, A. E. MARCONDES, F. C. COPPINI, N. L. Tecnologia da Usinagem dos Materiais. 8. ed. São Paulo: Artliber, 2013. 270 p.

EZUGWU, E. O. BONNEY, J. DA SILVA, R. B. ÇAKIR, O. Surface integrity of finished turned Ti-6Al-4V alloy with PCD tools using conventional and high pressure coolant supplies. International Journal of Machine Tools and Manufacture V. 47. (884 – 891). 2007.

EZUGWU, E. O; O, LAJIRE, K. A., JAWAID, A. WEAR PERFORMANCE OF MULTILAYER-COATED CARBIDE TOOLS. Machining Science And Technology. Coventry University, p. 115-129. 10 jan. 2001.

EZUGWU, E.O. BONNEY, J. Effect of high-pressure coolant supply when machining nickel-base, Inconel 718, alloy with coated carbide tools. Journal Of Materials Processing Technology. p. 1045-1050. 2004.

FERRARESI, D. Fundamentos da Usinagem dos Metais, 1ª ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda., 1970. 754 f.

GILLE, G, SZESNY, B. DREYER K. BERG, V. D. H. SCHMIDT, J. GESTRICH, T. LEITNER, G. 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.

GRAVALOS, M. T. Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico. 2008. 142 f. Dissertação (mestrado), Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2008.

GRIFFITHS, B. Manufacturing Surface Technology. London: Penton Press, 2001.

GUPTA, YASHJEETSINGH. H. N. PRASAD, K. M. SINGH, S. K. Development of constitutive models for dynamic strain aging regime in Austenitic stainless steel 304. Materials and Design, v.45, p.616-627, 2013.

HUTCHINGS, I.M. Tribology: friction and wear of engineering materials. London: Edward Arnold, 1992.

ISCAR (Org.). Catálogo de ferramentas e suporte porta-ferramenta da ISCAR. Disponível em: <<https://www.iscar.com/eCatalog/item.aspx?cat=3603388&fnum=3656&mapp=IS&app=13&GFSTYP=M>>. Acesso em: 01 fev. 2018.

ISO 13680, INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. “Petroleum and natural gas industries – Corrosion-resistant alloy seamless tubes for use as casing, tubing and coupling stock – Technical delivery conditions”, First Edition, July 1, 2000

ISO 513, INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION: Classification and application of hard cutting materials for metal removal with defined cutting edges — Designation of the main groups and groups of application. 4 ed. Rio de Janeiro: Moderna, 2012. 3 p.

ISO 1302, INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION: Geometrical Product Specifications (GPS) — Indication of surface texture in technical product documentation. 54 p. 2002.

ISO 3685, INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION: Tool-life testing with single-point turning tools. 48 p. 1993.

ISSF. Forum International Stainless Steel. 2014. Disponível em: <<http://www.issftraining.org/pt/>>. Acesso em: 12 fev. 2016

JAYAL, A. D. BALAJI, A. K. Effects of cutting fluid application on tool wear in machining: Interactions with tool-coatings and tool surface features, *Wear* 267 (2009) 1723 – 1730.

JESUS, R. E. C. Avaliações dos esforços, temperatura, integridade superficial em torneamento do aço inoxidável superduplex UNS S32760 quando alterado o ângulo de posição da ferramenta e os parâmetros de corte. 94 f. Dissertação (mestrado), Universidade Federal de São João del Rei, São João del Rei, 2013.

JIANXIN, D. JIANTOU, Z. HUI, Z. PEI, YAN. Wear mechanisms of cemented carbide tools in dry cutting of precipitation hardening semi-austenitic stainless steel, *Wear* V. 270 (520-527), 2011.

KALPAKJIAN, S. SCHMID, S. R. *Manufacturing Engineering and Technology*. 4th ed, New Jersey: Prentice-Hall, 2001.

KISHAWY, H. A. Dumitrescu, M. Ng, E. G. Elbestawi, M. A. Effect of coolant strategy on tool performance, chip morphology and surface quality during high-speed machining of A356 aluminum alloy, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. Vol. 45. (219 – 227), 2005.

KLOCKE, F. *Manufacturing Processes 1: Cutting*. Londres: Editora Springer, 2011. 517p.

KLOCKE, F. KRIEG, T. *Coated Tools for Metal Cutting: Features and Applications*. International institution for production engineering research. 48., 1999, [S. 1.]. *Annals*. . . [S. 1]: CIRP, 1999. p. 515-525.

KÖNIG, W. KLOCKE, F. *Fertigungsverfahren 1: Drehen, Fräsen, Bohren*. 5. Auflage. Aachen, 1997.

KÖNIG, U. *Deposition and Properties of Multicomponent Hard Coating, Surface and Coating Technology*, Vol. 33, 91 – 103 p. 1987.

KOPELIOVICH, D. *Stainless Steels - Subs Tech, Substances & Technology*, www.substech.com. Acesso em: 04/02/ 2016

KOSA, T. NEY, R. P. *Tool wear and tool life*, Ohio (Estados Unidos da América): ASM International, 1989, 68 – 707 p.

KROLCZYK, G. NIESLONY, P. LEGUTKO, S. *Microhardness and Surface Integrity in Turning Process of Duplex Stainless Steel (DSS) for Different Cutting Conditions*. *Journal Of Materials Engineering And Performance*. vol. 23 p. 859-859. 2013.

KUMAR, A. S. DURAI, A. R. SORNAKUMAR, T. The effect of tool wear on tool life of alumina-based ceramic cutting tools while machining hardened martensitic stainless steel. *Journal Of Materials Processing Technology*. [s.i], p. 151-156. 03 nov. 2005.

LANGE, T. E. GUNNAR, T. KYRRE, A. S. .Material Selection of Weldable Super Martensitic Stainless Steel for Linepipe Materials. SINTEF Materials and Chemistry. Marintek, Agosto, 2004.

LEE, E. H. SHAFFER, B. W. The Theory of Plasticity Applied to a Problem of Machining. *J. Appl. Mech.*, Trans. A.S..M.E., USA, 73: 405-413. 1951.

LIEW, W.Y.H. Low-speed milling of stainless steel with TiAlN single-layer and TiAlN/AlCrN nanomultilayer coated carbide tools under different lubrication conditions. *WEAR*, p. 617-631. V. 269. 2010.

LIEW, W.Y.H. DING, X. Wear progression of carbide tool in low-speed end milling of stainless steel. *WEAR*. A, p. 155-166. 14 Nov. 2008.

LIMA, Hugo Vilaça. Análise do comportamento do fluido de corte recuperado / reformulado no processo de retificação. 2013. 117 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Departamento da Mecânica, Entro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo-horizonte, 2013.

LUCAS, E. O. WEINGAERTNER, W. L. Desenvolvimento de um dispositivo de parada rápida para obtenção de raízes de cavaco no torneamento do ferro fundido nodular ferrítico. UFSC, Santa Catarina – Brasil, 2004.

MACHADO, A. R. COELHO, R. T. ABRÃO, A. M. DA SILVA, M. B. Teoria da Usinagem dos Materiais. Ed. Edgard Blücher, São Paulo, 384 p. 2015

MAIA, Luís Henrique Andrade. Avaliação de desempenho de recobrimentos em ferramentas de metal duro no torneamento do aço abnt 4340 temperado por meio de sinais de emissão acústica. 2015. 254 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Departamento da Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo-horizonte, 2015.

MARQUES, D. C. Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni. 113 f. Dissertação (mestrado), Universidade Estadual de Campinas Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 2007.

MARSHALL, A. W. FARRAR, J.C.M. Welding of ferritic and martensitic 11-14 %Cr steels. *Welding in the World*, v. 45, p. 32-55, 2001.

MATHAR, J. Determination of initial stress by measuring the deformation around drilled holes. *Trans., ASME* 56, No. 4: 249-254, 1934.

MAUREL-PANTEL, A. 3D FEM simulation of shoulder milling operations on a 304 L stainless steel. *Simulation Modelling Practice and Theory*, v.22, p.13-27, 2012.

MIA, Mozammel; KHAN, Md Awal; DHAR, Nikhil Ranjan. High-pressure coolant on flank and rake surfaces of tool in turning of Ti-6Al-4V: investigations on surface roughness and tool Wear. *Int J Adv Manuf Technol*. p. 1825-1834. 2017.

MINITAB, Minitab 17. 2015. Disponível em: < <http://www.minitab.com/pt-br/products/minitab/education/>>. Acesso em: 20/02/2015.

MITSUBISHI.Catalogo. MITSUBISHI MATERIALS. 2016. Disponível em: <<http://www.mitsubishicarbide.com/mmbr/pt/product/catalog/catalog.html>>. Acesso em: 24 maio 2016.

MONTGOMERY, D. C., RUNGER, G. C., *Estatística Aplicada e Probabilidade para Engenheiros*, 4 ed. Tradução de Verônica Calado, Original em inglês, Rio de Janeiro: LTC Editora, 2009. 493 p.

MOREIRA, M. C. Usinabilidade do aço inoxidável supermartensítica durante o serramento circular utilizando serras com insertos intercambiáveis de metal duro revestidos e sem revestimento. 192 f. Tese (doutorado), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

MORELO, F. Análise da influência do mandrilamento na integridade superficial do aço inoxidável super duplex. 121 f. Dissertação (mestrado), Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2014.

NACE International. ANSI/NACE/MR0175/ISO15156-3: Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production, 2010.

NASR, M. Ng, E-G;. Elbestawi, M. Effects of workpiece thermal properties on machining-induced residual stress- thermal softening and conductivity. Proc. IMech Part B-J.Eng. Manuf.; 221:1378-1400,2 007.

NAVES, V. T. G. Usinagem do aço inoxidável austenítico ABNT 316 UF com aplicação de fluido de corte a alta pressão. 126 f. Tese (doutorado), Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2013.

NAVES, V.T.G. DA SILVA, M.B. DA SILVA. F. J. Evaluation of the effect of application of cutting fluid at high pressure on tool wear during turning operation of AISI 316 austenitic stainless steel. Wear. p. 1201-1208. 29, Mar. 2013.

NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL (Org.). Dados Técnicos. 2011. Disponível em: <<http://www.tubular.nssmc.com/product-services/octg/materials/data-sheet>>. Acesso em: 08 jun. 2018.

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.

OERLIKON BALZERS. Catálogo do fabricante. Disponível em: <www.oerlikonbalzerscoating.com>. Acesso em: 23 de Abril 2016.

OKADA. M. Hosokawa. A, Tanaka. R, Ueda. T. Cutting characteristic of coated carbide tools in hardmilling, in: Proceeding of the 4th International Conference on Leading Edge Manufacturing in 21st Century, Fukuoka, Japan, November 7-9, 2007, pp. 281-284.

OKASHA, M. M. DRIVER, N. MATIVENGA, P. T. LI, L. Mechanical microdrilling of negative-tapered laser-predrilled holes: a new approach for burr minimization. *Int J Adv Manuf Technol* (2012) 61:213–225

OLIVEIRA, D. A. DE. Influência da modificação da geometria da ferramenta de corte sobre o torneamento do aço inoxidável supermartensítico. 2017. 142 f. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo-horizonte, 2017.

OLIVEIRA JUNIOR, C. A. Torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32750 e influência na resistência à corrosão. 2013. 124 f. Dissertação (mestrado), Universidade Estadual de Campinas, 2013.

PEREIRA, J. C. C. Tensões residuais induzidas pela operação de fresamento. 193f. Tese (doutorado), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte - MG, 2016.

PEREIRA, R. B. D. Influência do quebra-cavaco na dinâmica do torneamento do aço ABNT 1045. 133 f. Dissertação (mestrado), Universidade Federal de São João Del-Rei, São João Del Rei/MG, 2011.

QUEIROZ, M. Efeito do Fresamento na Microdureza e Microestrutura do Aço COS AR60 com Grãos Ultrafinos. UNESP, Ilha Solteira, 2012.

RAHMAN, M. KUMAR, S. A. CHOUDHURY, M. R. Identification of effective zones for high pressure coolant in milling, *Annals of the CIRP Vol 49*. January 2000.

RIBEIRO, R.A.M. GONÇALVES, R.A. MACHADO, Á. R. Investigação das Propriedades e Dimensões da Zona de Fluxo na Usinagem de Metais. In: VI COBEF, 2011, Caxias do Sul - RS. Anais do VI Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2011. p. 1-10.

RODRIGUES, C. A. D. DI LORENZO, P. L. D. SOKOLOWSKI, A. BARBOSA, B. C. A., ROLLO, C. J. M. D. A. Desenvolvimento do Aço Supermartensítica Microalgado ao Titânio. 60º Congresso Anual da ABM. 2005.

RODRIGUES, C. A. D. LORENZO, P. L. D. SOKOLOWSKI, A. BARBOSA, B. C. A. TREMILIOSI, F. ROLLO, C. J. M. D. A. Titanium and molybdenum content in supermartensitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, v.460-461, p. 149-152, 2007.

RODRIGUES, H. L. Relação desgaste-acabamento superficial em ferramentas de metal duro com revestimento tripulo no torneamento de aços. 110 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Projetos e Materiais, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2005.

ROSA, Guilherme Cortelini da. Estudo da usinabilidade no torneamento a seco do aço inoxidável martensítico AISI 420 C endurecido com ferramenta de metal-duro. 2017. 138 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Departamento da Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2017.

ROSSINI, N. S. Dassisti, M. Benyounis, K. Y. OLABI, A. G. “Methods of measuring residual stresses in components”. *Mater Des*; 35: 572-588, 2012.

RS-200 Milling Guide, Instruction Manual – version 2.0, Vishay Precision Group, Micro-Measurements, 2007.

SANDVIK COROMANT. Main catalogue. AB Sandivik Coromant Technical Editorial Department, Sandvik, Sweden, 2011.

SANDVIK COROMANT. Usinagem com refrigeração de alta pressão – para melhor produtividade e melhores resultados, 1st Ed. Sandvik Coromant Technical Editorial Department, Tofters Tryckeri, Sweden, 2010(a).

SANDVIK COROMANT. High pressure coolant machining, AB Sandivik Coramenat, Sandviken, Sweeden, 2010(b)

SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY. “ Duplex Stainless Steels - Sandvik SAF 2507”, Sandvik Materials Technology, Sandviken, Sweeden, 2008.

SANTOS, S. C. SALES, W. F. ASPECTOS TRIBOLÓGICOS DA USINAGEM DOS MATERIAIS. São Paulo: Artliber, 2007. 246 p.

SATYANARAYANA, V. V. MADHUSUDHAN REDDY, G. MOHANDAS, T. Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*, v.160, p. 128-137, 2005.

SAOUBI, M. R. OUTEIRO, J. C. CHANGEUX, B. LEBRUN, J. L. MOURÃO, D. A. Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels. *Journal Of Materials Processing Technology*. V.96 p. 225-233. 01 Nov. 1999.

SHAW, M. C., *Metal cutting principles*, 2 ed., Nova York (Estados Unidos da América): Oxford University Press, 2005, 651 p.

SOBIYI, K. SIGALAS, I. High Speed Machining of Martensitic Stainless Steel Using PcBN. *Journal of Superhard Materials*. p. 34-39. 27, Mar. 2016.

SELVARAJ, D. P. CHANDRAMOHAN, P. MOHANRAJ, M. Optimization of surface roughness, cutting force and tool wear of nitrogen alloyed duplex stainless steel in dry turning process using Taguchi method, *Measurement*, Vol. 49, 2014, 205 – 215 p.

SHAO.H. LIU.L. H.L. QU. Machinability study on 3%Co–12%Cr stainless steel in milling. *Wear*, v. 263, p.736-744, 23 Maio 2007.

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.

SILVA, A. L. V. C. MEI, P. R Aços e Ligas Especiais- 2ªedição, Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo, Brasil 2006.

SILVA, F. C. S. Diagnóstico do processo de torneamento do aço inoxidável ABNT 304 a partir do estudo da formação do cavaco. 2007. 109 f. Dissertação (mestrado), Universidade Federal de Uberlândia, 2007.

SILVA, M. A. D. Estudo do contato entre material da peça e superfície de folga da ferramenta de usinagem. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2014.

SILVA, R. R. Avaliação da zona termicamente afetada de um aço inoxidável supermartensítica. 120 f. Dissertação (mestrado), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

SILVA, V. R. Influência da microgeometria da ferramenta de corte sobre as tensões residuais induzidas pelo torneamento do aço ABNT 4140 temperado. 2016. 87 f. TCC (Graduação), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

SOUSA, M. N. Influência das Propriedades Mecânicas das Ligas de Alumínio Usinabilidade – Foco no Grau de Recalque, na Dimensão da Zona de Fluxo e na Microdureza dos cavacos. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2013.

SUMITOMO METAL INDUSTRY. SM12CRS-110, Japão: Dados Técnicos, 2011, 6p.

TRENT, E.M. WRIGHT, P.K. 2000. “Metal Cutting”, 4th Edition, Butterworth Heinemann, ISBN 0-7506-7069-X, 446 p.

UEDA, M. TAKABE, H. KONDO, K. OGAWA, K. HIRATA, H. MIYAZAKI, Y. Corrosion Performance of Super 13Cr martensitic stainless steel (Development of super 13Cr martensitic stainless steel for line pipe-3). In Supermartensitic Stainless Steels '99', p. 346-352, Belgium, 1999.

VALLOUREC MANNESMANN S.A (Minas Gerais) (Org.). Catalogo de produtos. 2016. Disponível:<<http://www.vallourec.com/OCTG/EN/Products/connectionselectionguide/Pages/default.aspx>>. Acesso em: 04 abr. 2016.

WANG, S. CLARENS, A. F. Analytical model of metalworking fluid penetration into the flank contact zone in orthogonal cutting, Journal of Manufacturing Process (2012), <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2012.09.015>.

WERKEMA, M.C. DRUMOND, F.B. AGUIAR, S. Análise de variância: comparação de várias situações. Belo Horizonte, MG: Fundação Christiano Ottoni, 1996, v. 6 da série ferramentas da qualidade.

WERTHEIM, R. SIVAN, R. PORAT, R. BER, A. Characterization of CVD coated carbide layers and their thermal properties. Annals of CIRP, v.31,n.1,p.7-11,1982.

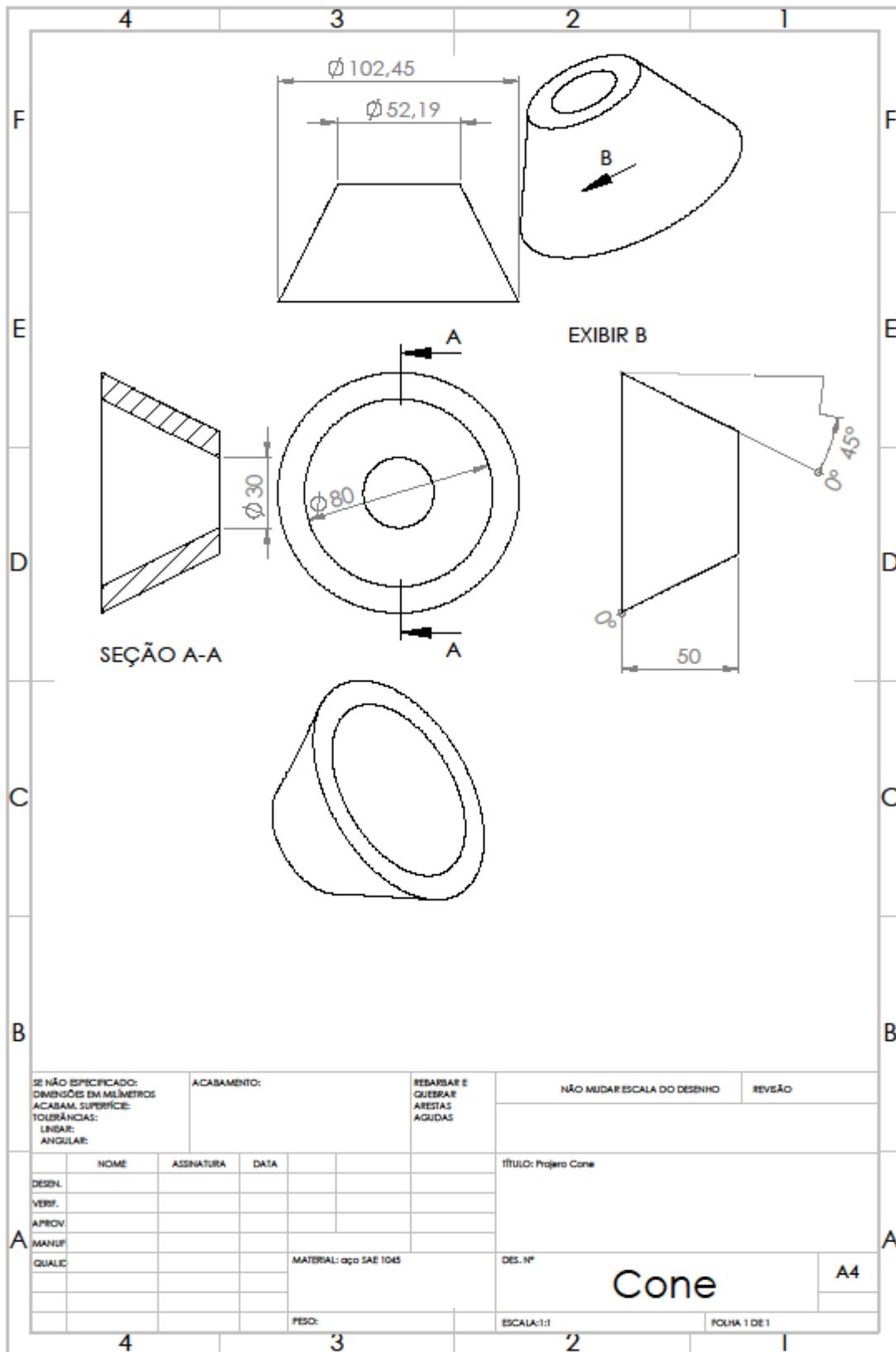
WERTHEIM, R. Development of Cutting Tool Materials for Machining CGI and ADI. In: COMPACTED GRAPHITE IRON MACHINING WORKSHOP, Darmstadt, 2002.

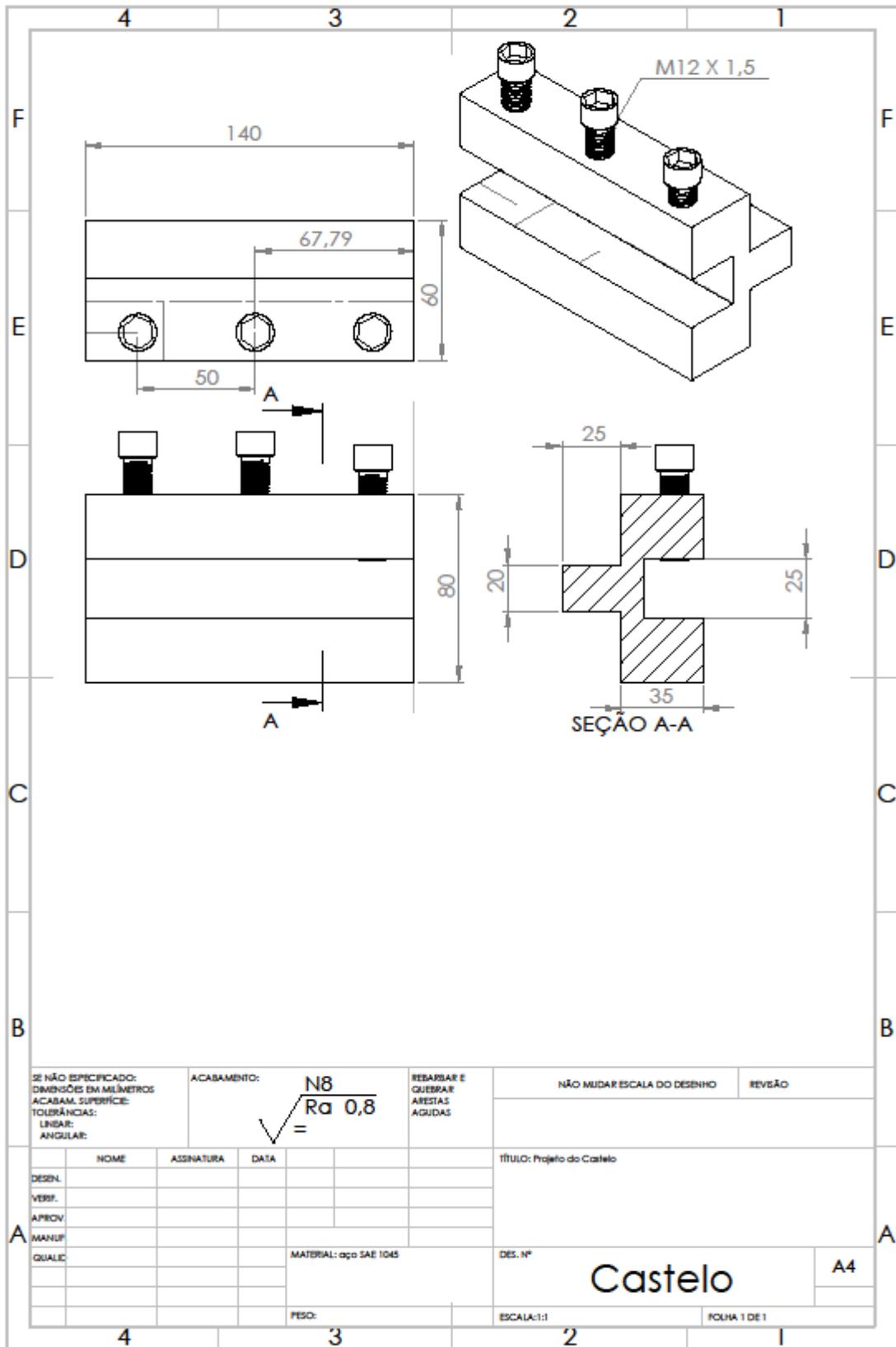
WORLD-ALUMINIUM. Instituto Internacional de Alumínio. 2014. Disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/>>. Acesso em: 12 fev. 2016.

WSA. World Steel Association. 2016. Disponível em: < <https://www.worldsteel.org/statistics/crude-steel-production.html>>. Acesso em: 12 Fev.2016.

ZEPON, G.; Desenvolvimento do aço inoxidável supermartensítica resistente ao desgaste por conformação por spray para aplicação em “risers”. 124 f. Dissertação (mestrado), Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2013.

APÊNDICE A





SE NÃO ESPECIFICADO: DIMENSÕES EM MILÍMETROS ACABAMENTO SUPERFÍCIE: TOLERÂNCIAS: LINEAR: ANGULAR:		ACABAMENTO: N8 $\sqrt{Ra\ 0,8}$ =	REBARBAR E QUEBRAR ARESTAS AGUDAS	NÃO MUDAR ESCALA DO DESENHO	REVISÃO
TÍTULO: Projeto do Castelo					
DESN.	NOME	ASSINATURA	DATA		
VERIF.					
APROV.					
MANUF.					
QUALIC.				MATERIAL: aço SAE 1045	DES. Nº
					Castelo
				PESO:	A4
				ESCALA:1:1	FOLHA 1 DE 1

Tabela A1: Sequência dos testes de torneamento para avaliação Ra, Rz, VBc e tensão residual.

Sequência	v_c (m/min)	Ferramenta	Lubri-refrigeração
8	250	7025	Baixa pressão
17	250	7035	Média pressão
16	200	7035	Média pressão
3	300	7015	Baixa pressão
12	300	7025	Média pressão
10	200	7025	Média pressão
2	250	7015	Baixa pressão
9	300	7025	Baixa pressão
7	200	7025	Baixa pressão
1	200	7015	Baixa pressão
14	250	7035	Baixa pressão
5	250	7015	Média pressão
11	250	7025	Média pressão
6	300	7015	Média pressão
18	300	7035	Média pressão
4	200	7015	Média pressão
15	300	7035	Baixa pressão
13	200	7035	Baixa pressão

Tabela A2: Resultados das variáveis respostas Ra, Rz, VBc e tensão residual.

Sequência	Ra (μm)	Rz (μm)	VBc (mm)
8	1,36	7,1	0,06
17	1,37	6,73	0,11
16	1,83	9,3	0,1
3	0,96	5,17	0,09
12	0,99	5,17	0,09
10	1,98	9,57	0,06
2	1,08	5,4	0,07
9	1,45	6,5	0,1
7	0,83	4,33	0,06
1	0,76	4	0,06
14	1,1	4,8	0,13
5	1,19	5,4	0,06
11	1,37	6,33	0,05
6	0,81	5,43	0,08
18	1,32	6,9	0,12
4	0,84	4,13	0,05
15	1,67	6,8	0,16
13	1,43	7,2	0,12

Tabela A3: Valores médios das variáveis respostas (Ra e Rz) por lubri-refrigeração, velocidade de corte e inserto.

Lubri-refrigeração						Lubri-refrigeração					
Média pressão		Média pressão		Média pressão		Baixa pressão		Baixa pressão		Baixa pressão	
MC 7015		MC 7025		MP 7035		MC 7015		MC 7025		MP 7035	
Ra (μm)	Rz (μm)										
0,76	4,00	0,83	4,33	1,43	7,20	0,84	4,13	2,17	9,57	1,83	9,30
1,08	5,40	1,36	7,10	1,10	4,80	1,19	5,40	1,37	6,33	1,37	6,73
0,96	5,17	1,45	6,50	1,67	6,80	0,81	5,43	0,99	5,17	1,32	6,90
Média											
0,93	4,86	1,21	5,98	1,40	6,27	0,95	4,99	1,51	7,02	1,50	7,64

Velocidade de corte						Inserto					
200 m/min		250 m/min		300 m/min		MC 7015		MC 7025		MP 7035	
Ra (μm)	Rz (μm)										
1,83	9,30	1,36	7,10	0,96	5,17	0,96	5,17	1,36	7,1	1,37	6,73
2,17	9,57	1,37	6,73	0,99	5,17	1,08	5,4	0,99	5,17	1,83	9,3
0,83	4,33	1,08	5,40	1,45	6,50	0,76	4	1,98	9,57	1,1	4,8
0,76	4,00	1,10	4,80	0,81	5,43	1,19	5,4	1,45	6,5	1,32	6,9
1,43	7,20	1,19	5,40	1,32	6,90	0,81	5,43	0,83	4,33	1,67	6,8
0,84	4,13	1,37	6,33	1,67	6,80	0,84	4,13	1,37	6,33	1,43	7,2
Média											
1,31	6,42	1,24	5,96	1,20	5,99	0,94	4,92	1,33	6,5	1,45	6,96

Legenda Box Plot

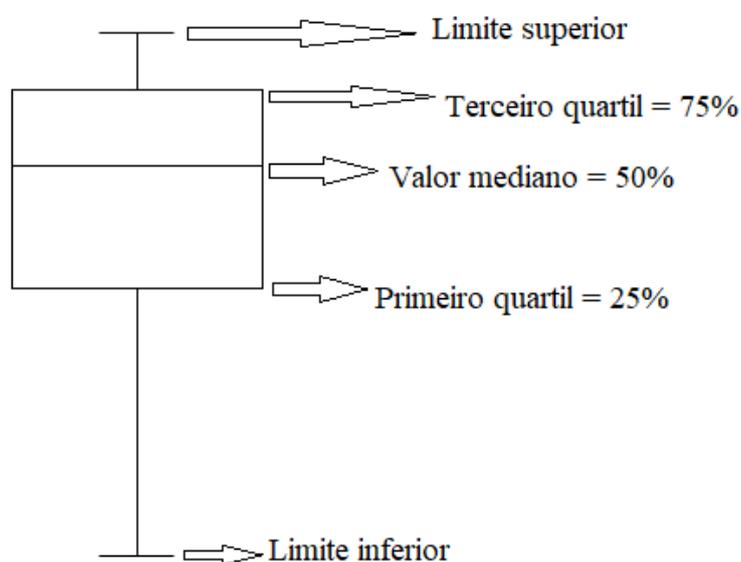


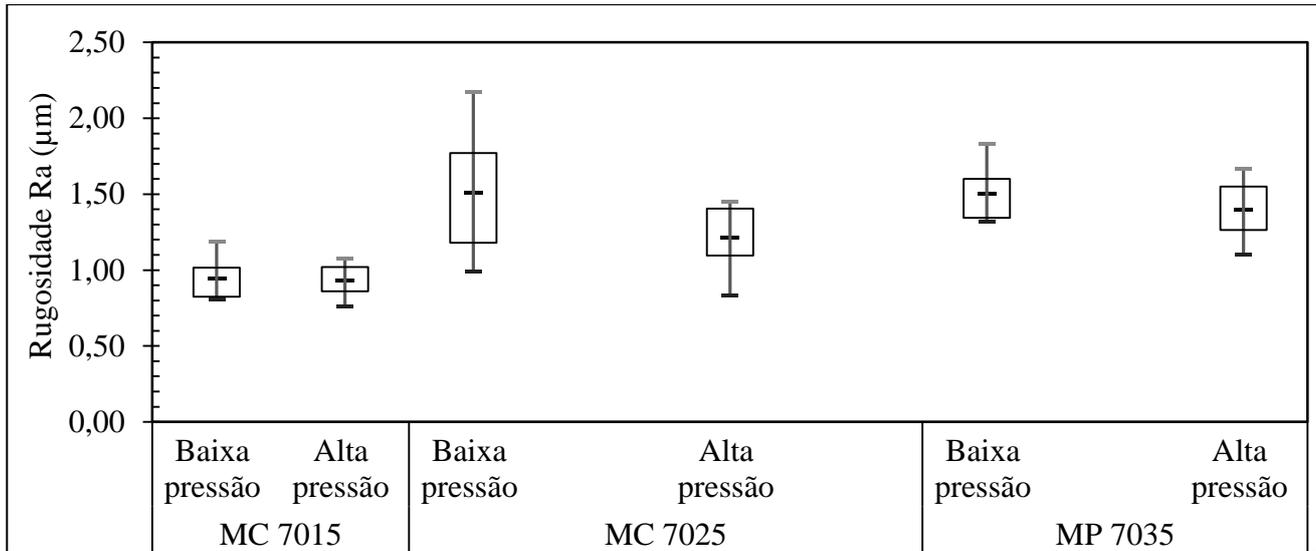
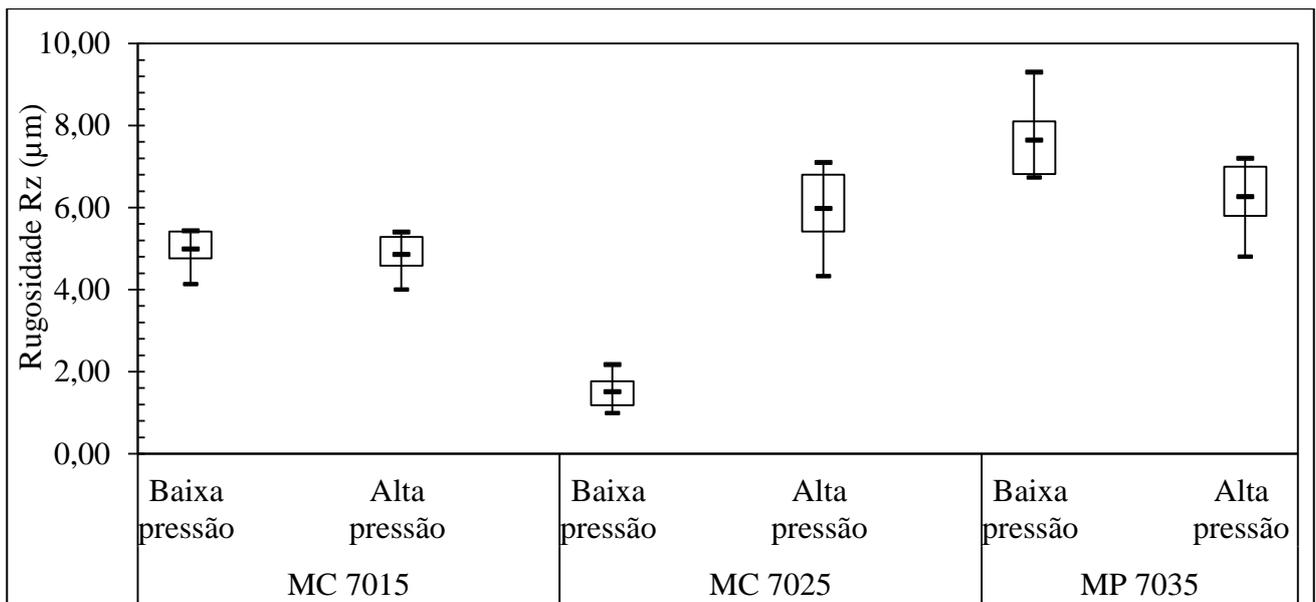
Gráfico A1: *Box plot* da influência da lubri-refrigeração e inserto sobre a rugosidade Ra.Gráfico A2: *Box plot* da influência da lubri-refrigeração e inserto sobre a rugosidade Rz.

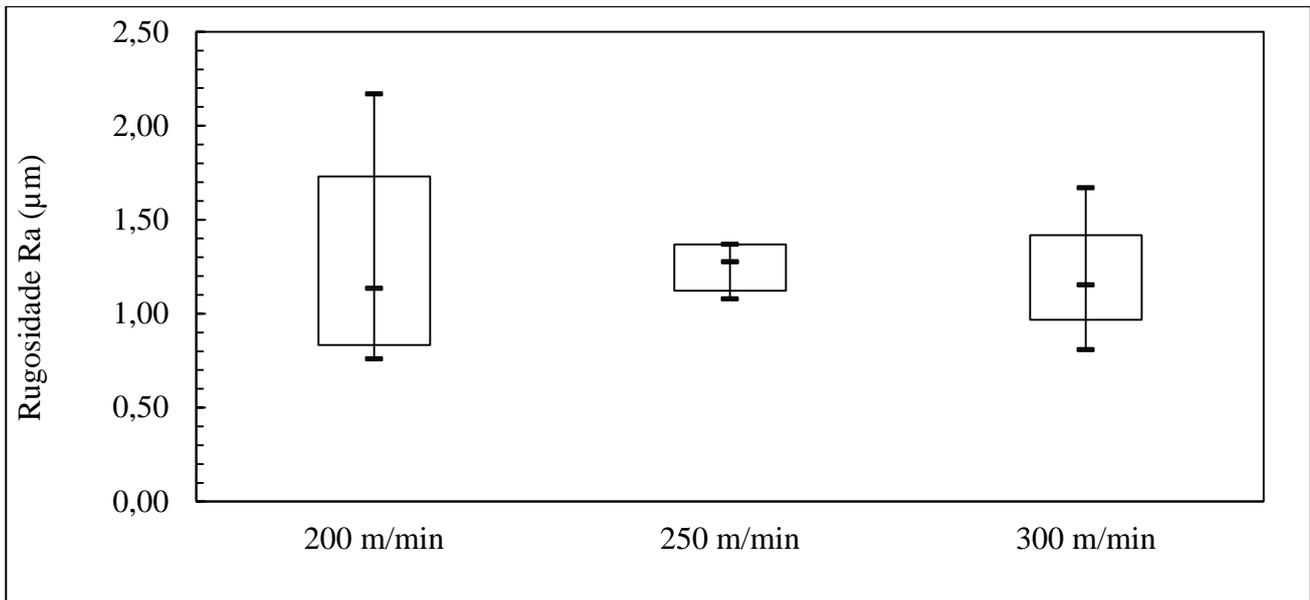
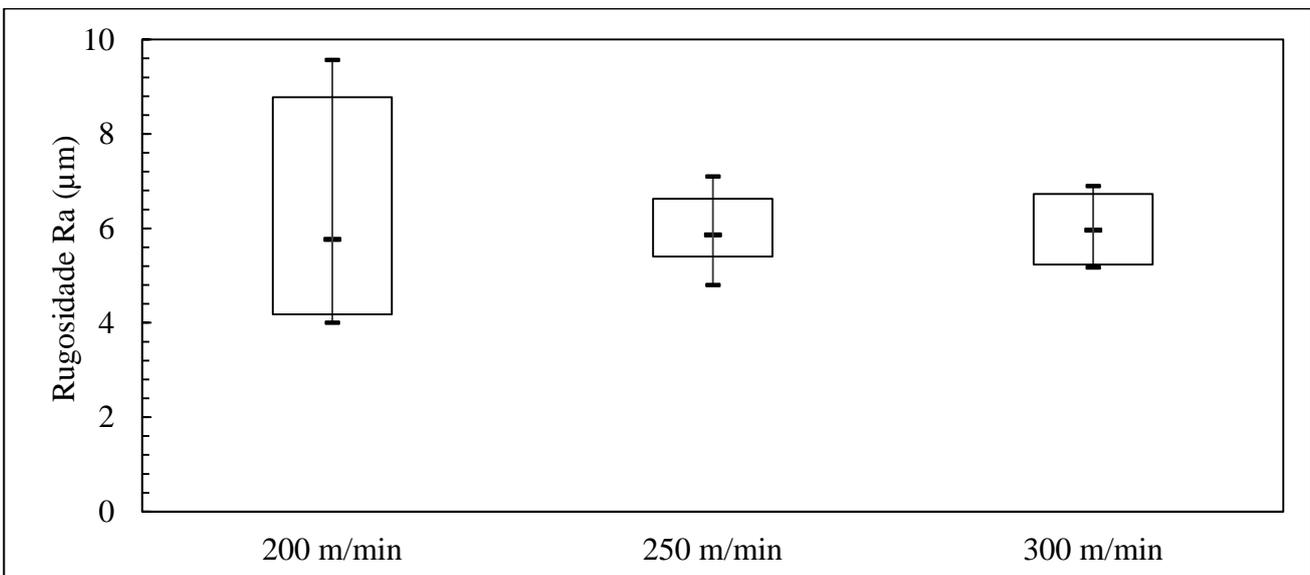
Gráfico A3: *Box plot* da influência da velocidade de corte sobre a rugosidade Ra.Gráfico A4: *Box plot* da influência da velocidade de corte sobre a rugosidade Rz.

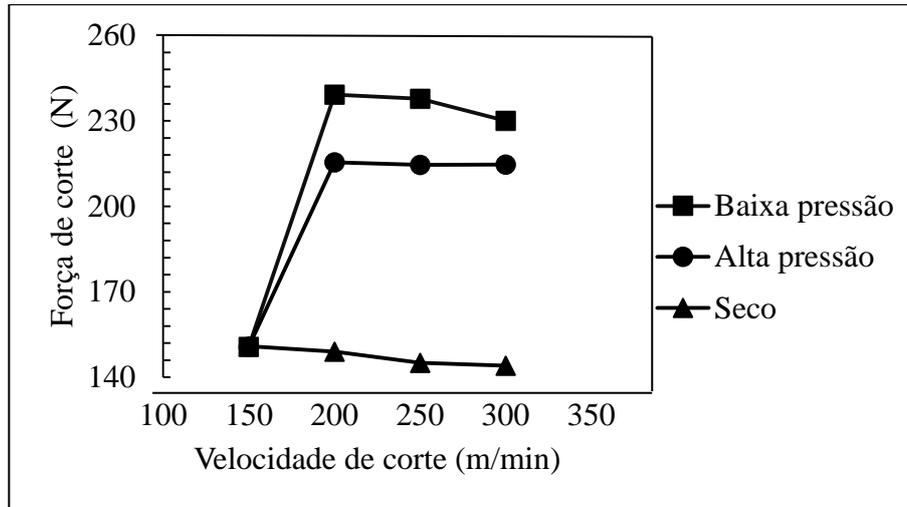
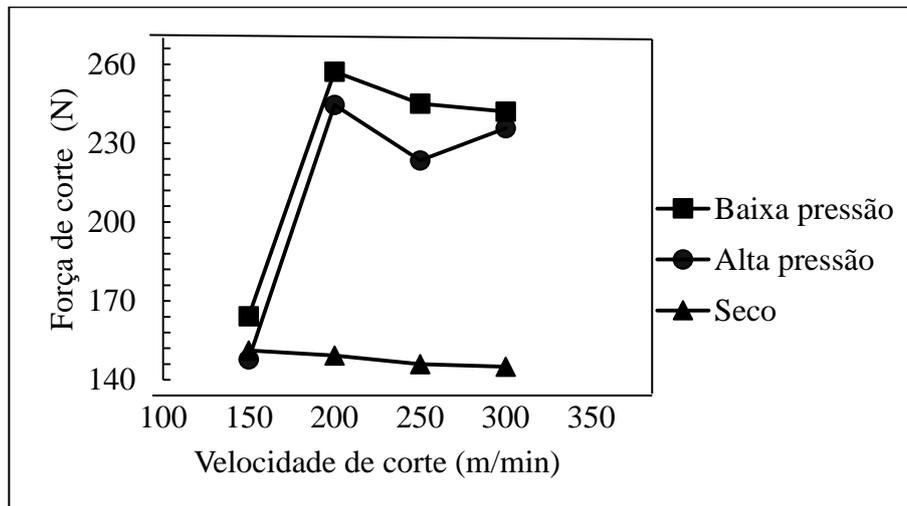
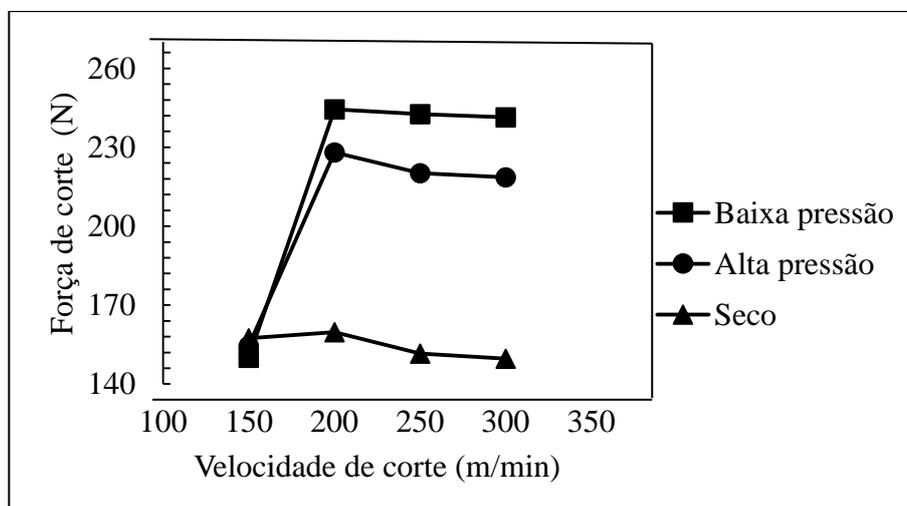
Gráfico A5: Avaliação do comportamento do inserto MC 7015 sobre F_c .Gráfico A6: Avaliação do comportamento do inserto MC 7025 sobre F_c .Gráfico A7: Avaliação do comportamento do inserto MP 7035 sobre F_c .

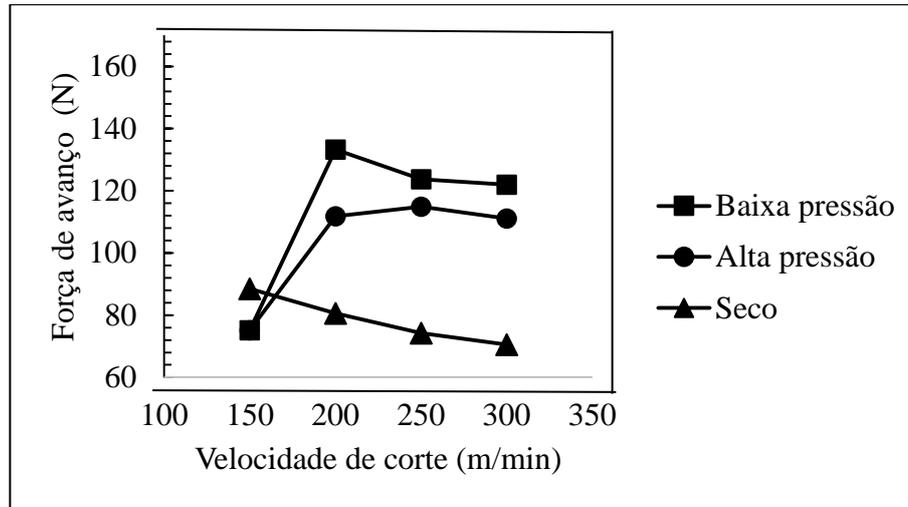
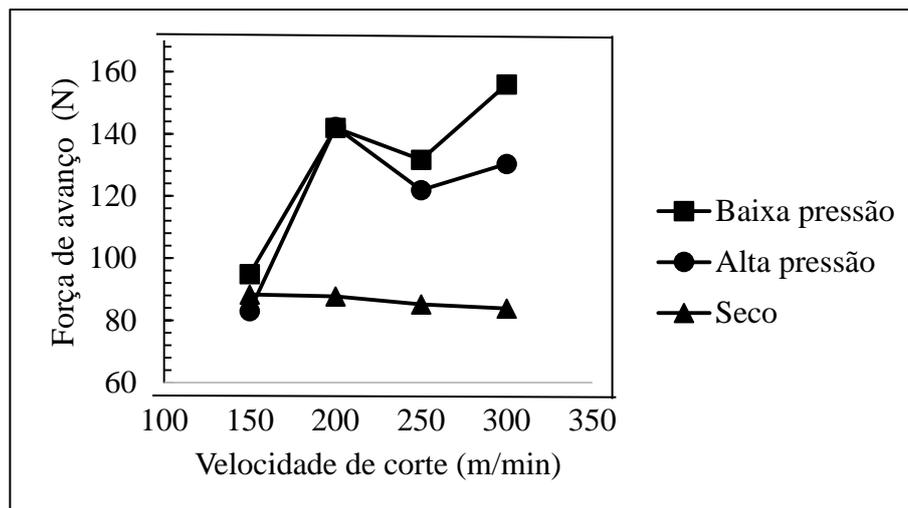
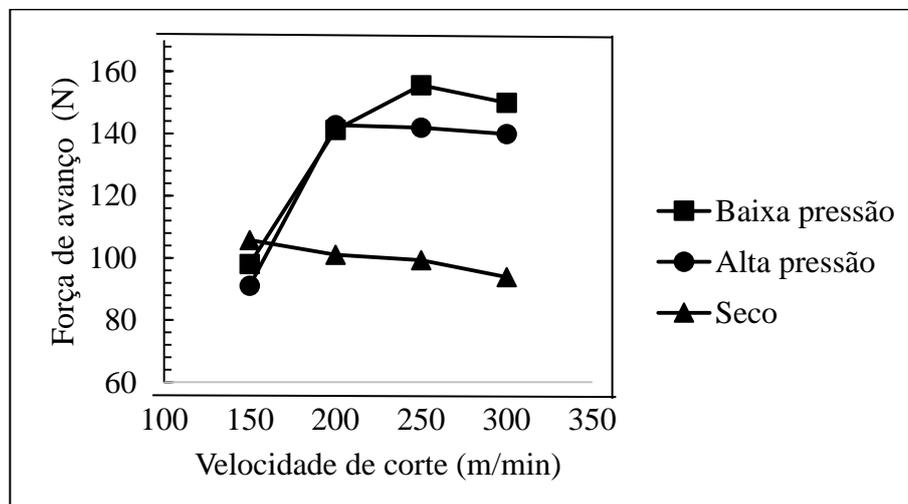
Gráfico A8: Avaliação do comportamento do inserto MC 7015 sobre F_f .Gráfico A9: Avaliação do comportamento do inserto MC 7025 sobre F_f .Gráfico A10: Avaliação do comportamento do inserto MP 7035 sobre F_f .

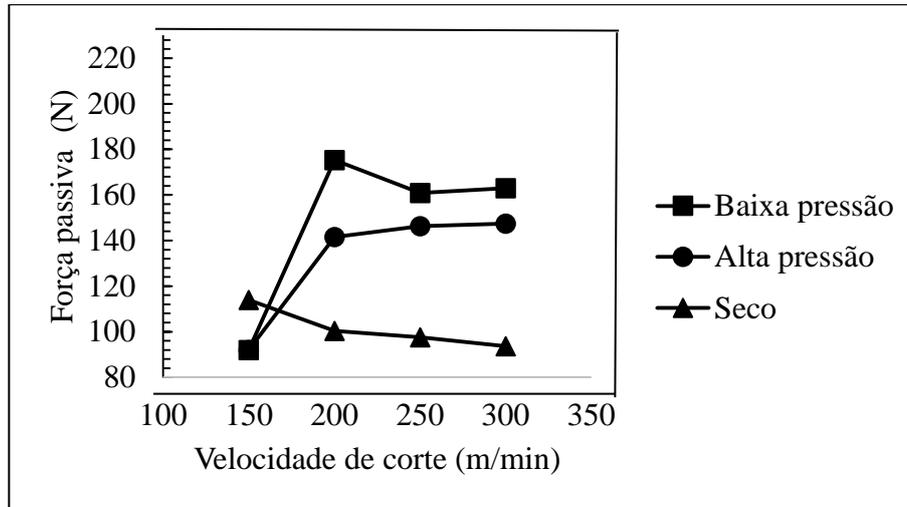
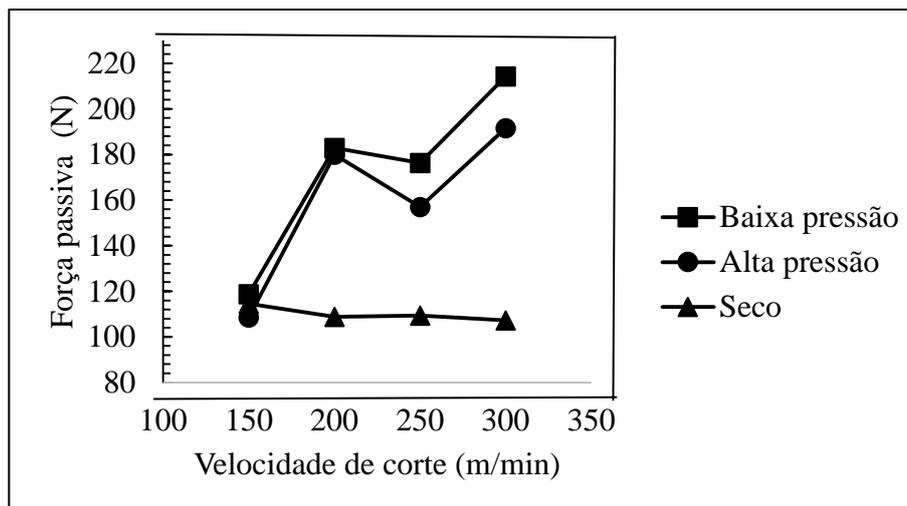
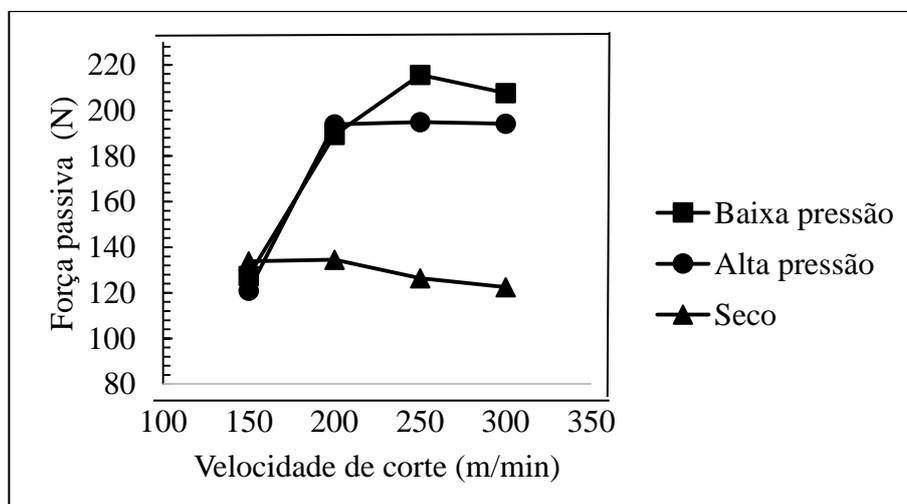
Gráfico A11: Avaliação do comportamento do inserto MC 7015 sobre F_p .Gráfico A12: Avaliação do comportamento do inserto MC 7025 sobre F_p .Gráfico A13: Avaliação do comportamento do inserto MP 7035 sobre F_p .

Tabela A4: Sequência dos testes de torneamento para avaliação das F_c , F_f e F_p .

Sequência	v_c (m/min)	Ferramenta	Lubri-refrigeração	F_c (N)	F_f (N)	F_p (N)
36	300	MP 7035	Média pressão	218,55	139,81	194,13
5	150	MC 7025	Baixa pressão	164,15	94,89	118,76
6	150	MC 7025	Média pressão	147,76	82,94	108,47
1	150	MC 7015	Seco	150,92	88,52	113,88
32	300	MC 7025	Baixa pressão	241,96	155,83	214,23
27	250	MP 7035	Média pressão	220,15	141,86	194,96
15	200	MC 7025	Média pressão	244,47	142,25	179,98
3	150	MC 7015	Média pressão	150,71	75,13	91,93
13	200	MC 7025	Seco	149,3	87,66	108,8
34	300	MP 7035	Seco	149,65	93,76	122,45
25	250	MP 7035	Seco	151,53	99,24	126,47
16	200	MP 7035	Seco	159,68	100,99	134,56
18	200	MP 7035	Média pressão	228,1	142,65	193,86
14	200	MC 7025	Baixa pressão	257,1	141,88	182,9
19	250	MC 7015	Seco	145,09	74,17	97,56
33	300	MC 7025	Média pressão	235,64	130,32	191,52
21	250	MC 7015	Média pressão	214,58	114,84	146,36
17	200	MP 7035	Baixa pressão	244,42	141,2	189,26
29	300	MC 7015	Baixa pressão	230,04	121,96	162,94
9	150	MP 7035	Média pressão	154,45	91,01	120,91
31	300	MC 7025	Seco	145,06	83,76	107,32
20	250	MC 7015	Baixa pressão	237,78	123,69	160,89
11	200	MC 7015	Baixa pressão	239,21	133,26	175,22
35	300	MP 7035	Baixa pressão	241,41	149,89	207,71
10	200	MC 7015	Seco	148,99	80,59	100,39
4	150	MC 7025	Seco	151,16	88,32	114,58
8	150	MP 7035	Baixa pressão	149,99	98,06	127,42

23	250	MC 7025	Baixa pressão	245	131,65	176,36
12	200	MC 7015	Média pressão	215,49	111,78	141,55
2	150	MC 7015	Baixa pressão	150,71	75,17	91,93
22	250	MC 7025	Seco	146,01	85,08	109,4
28	300	MC 7015	Seco	144,12	70,56	93,67
7	150	MP 7035	Seco	157,41	105,69	133,91
26	250	MP 7035	Baixa pressão	242,57	155,51	215,63
24	250	MC 7025	Média pressão	223,47	121,84	156,91
30	300	MC 7015	Média pressão	214,7	111,12	147,47

Tabela A5: Valores médios das F_c , F_f e F_p e seus desvios padrões por ferramenta.

Seq.	Ferramenta MC 7015			Seq.	Ferramenta MC 7025			Seq.	Ferramenta MP 7035		
	F_c (N)	F_f (N)	F_p (N)		F_c (N)	F_f (N)	F_p (N)		F_c (N)	F_f (N)	F_p (N)
1	150,92	88,52	113,88	5	164,15	94,89	118,76	36	218,55	139,81	194,13
3	150,71	75,13	91,93	6	147,76	82,94	108,47	27	220,15	141,86	194,96
19	145,09	74,17	97,56	32	241,96	155,83	214,23	34	149,65	93,76	122,45
21	214,58	114,84	146,36	15	244,47	142,25	179,98	25	151,53	99,24	126,47
29	230,04	121,96	162,94	13	149,3	87,66	108,8	16	159,68	100,99	134,56
20	237,78	123,69	160,89	14	257,1	141,88	182,9	18	228,1	142,65	193,86
11	239,21	133,26	175,22	33	235,64	130,32	191,52	17	244,42	141,2	189,26
10	148,99	80,59	100,39	31	145,06	83,76	107,32	9	154,45	91,01	120,91
12	215,49	111,78	141,55	4	151,16	88,32	114,58	35	241,41	149,89	207,71
2	150,71	75,17	91,93	23	245	131,65	176,36	8	149,99	98,06	127,42
28	144,12	70,56	93,67	22	146,01	85,08	109,4	7	157,41	105,69	133,91
30	214,7	111,12	147,47	24	223,47	121,84	156,91	26	242,57	155,51	215,63

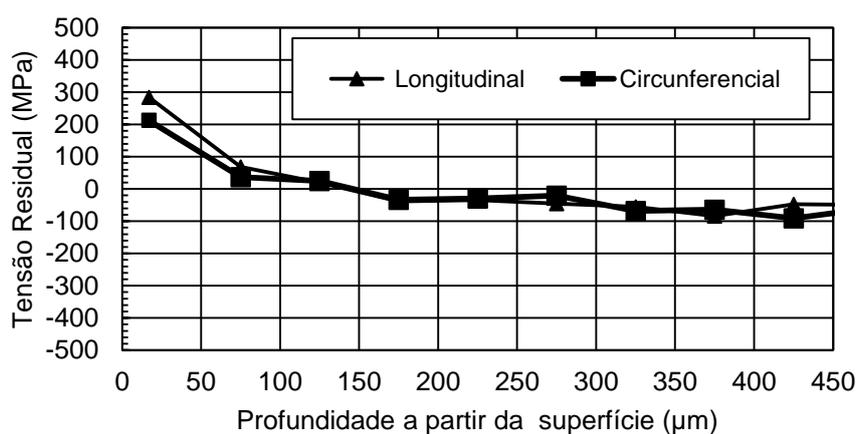
Tabela A6: Resíduos da transformação dos dados das F_c , F_f e F_p não normais para normais.

Sequência	F_c (N)	F_f (N)	F_p (N)
36	0,580814	0,811423	0,953915
5	-0,35647	-0,43011	-0,50156
6	-1,15332	-0,8816	-0,79156
1	-0,87464	-0,64419	-0,62743
32	1,096094	2,004256	1,849525
27	0,608005	0,891506	0,976101
15	1,183963	0,907584	0,634133
3	-0,88886	-1,43324	-1,92
13	-0,9971	-0,67685	-0,78056
34	-0,96785	-0,46523	-0,41585
25	-0,83554	-0,30291	-0,32929
16	-0,48446	-0,25455	-0,17022
18	0,753913	0,924389	0,946811
14	3,33	0,892324	0,693399
19	-1,72205	-1,54903	-1,30058
33	0,919043	0,504419	0,887359
21	0,515523	0,099987	0,040432
17	1,182072	0,864947	0,833122
29	0,793209	0,279108	0,322988
9	-0,68178	-0,55537	-0,45079
31	-1,73529	-0,84221	-0,83115
20	0,973673	0,323857	0,287818
11	1,012892	0,591386	0,542312
35	1,078508	1,314083	1,424129
10	-1,02461	-1,0071	-1,12877
4	-0,85888	-0,65168	-0,60831
8	-0,94107	-0,33633	-0,30968
23	1,20442	0,543087	0,563838

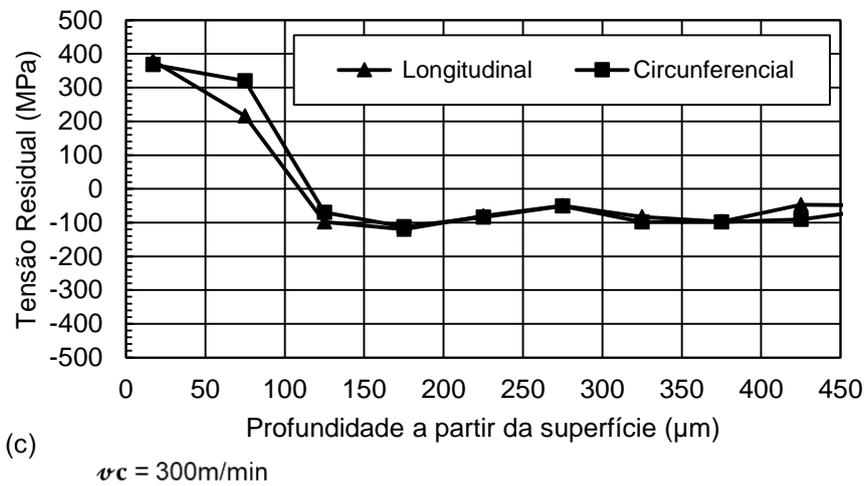
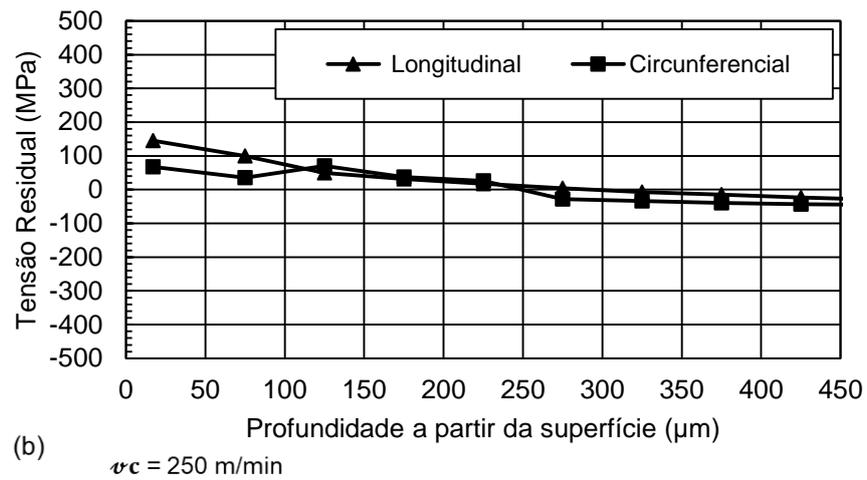
12	0,530249	0,023835	-0,04341
2	-0,88886	-1,42886	-1,92
22	-1,43803	-0,78258	-0,76093
28	-3,33	-2,5367	-1,65436
7	-0,56167	-0,13015	-0,18243
26	1,116238	1,938974	1,995546
24	0,666465	0,276029	0,220062
30	0,517458	0,007362	0,05952

APÊNDICE B

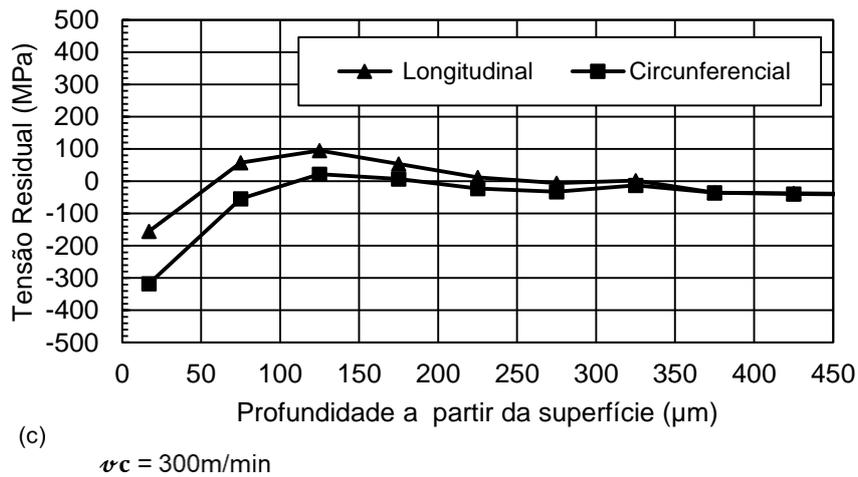
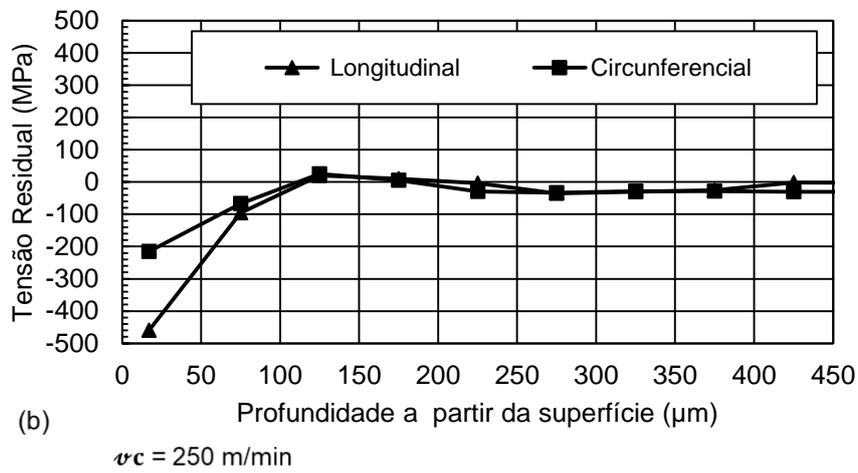
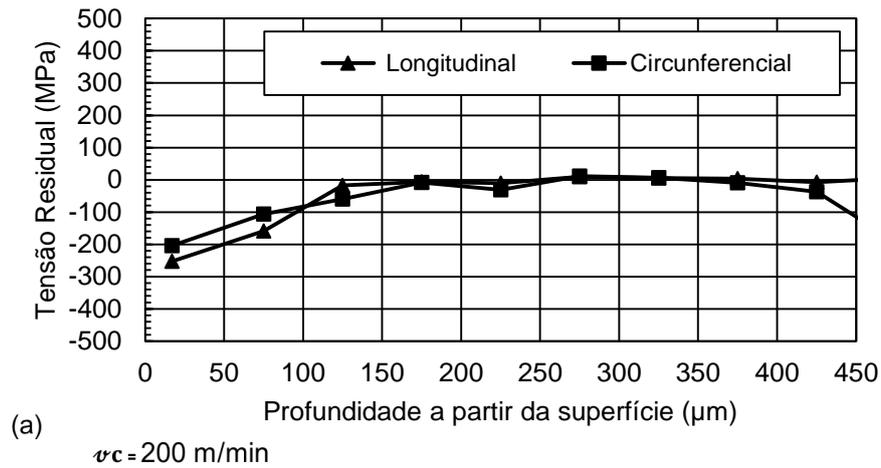
Gráficos B1: Resultado do perfil das tensões residuais superficiais para o inserto MC 7015 na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão com velocidades de corte de (a) 200 m/min, (b) 250 m/min e (c) 300 m/min.



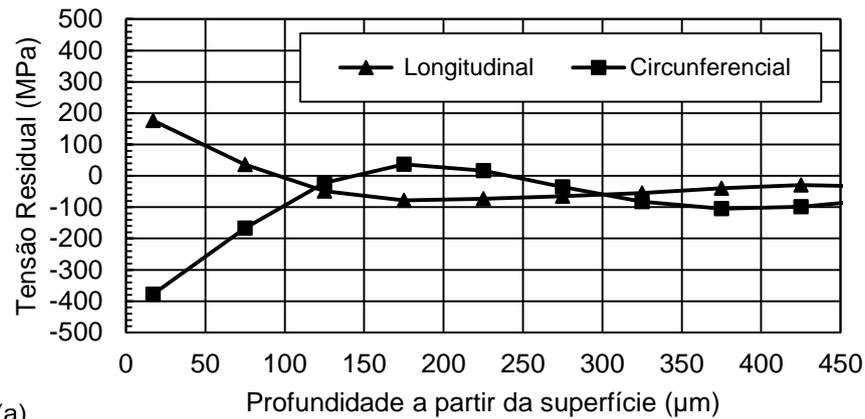
(a) $v_c = 200$ m/min



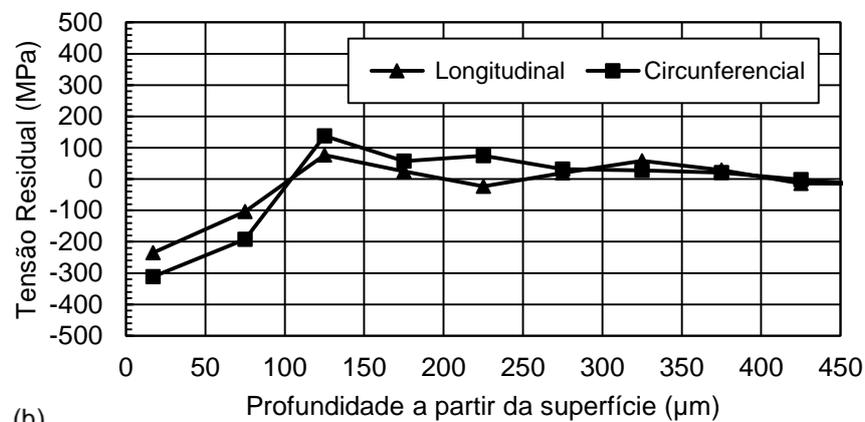
Gráficos B2: Resultado do perfil das tensões residuais superficiais para o inserto MC 7015 na condição da lubri-refrigeração sob média pressão com distitas velocidades de corte (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min.



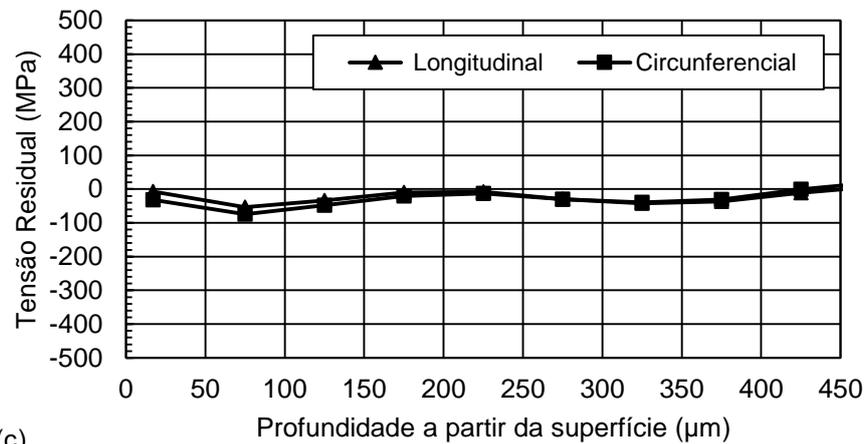
Gráficos B3: Resultado do perfil das tensões residuais superficiais para o inserto MC 7025 na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão com distintas velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min.



(a) $v_c = 200 \text{ m/min}$

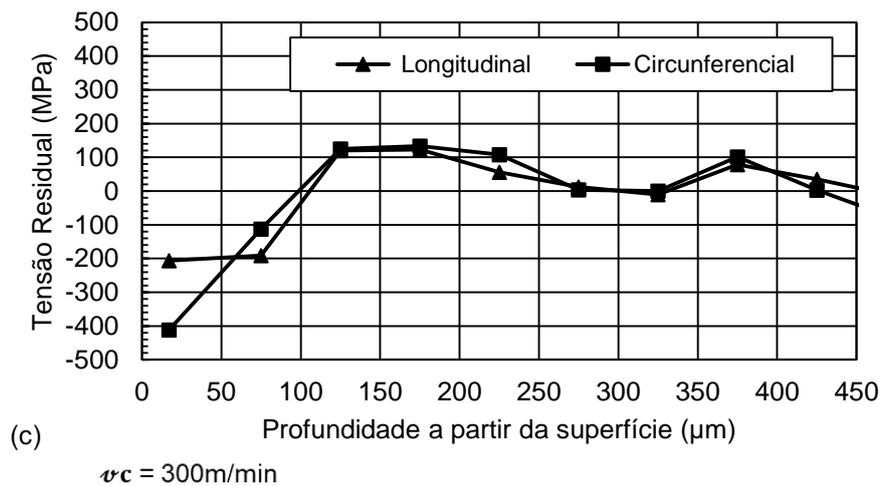
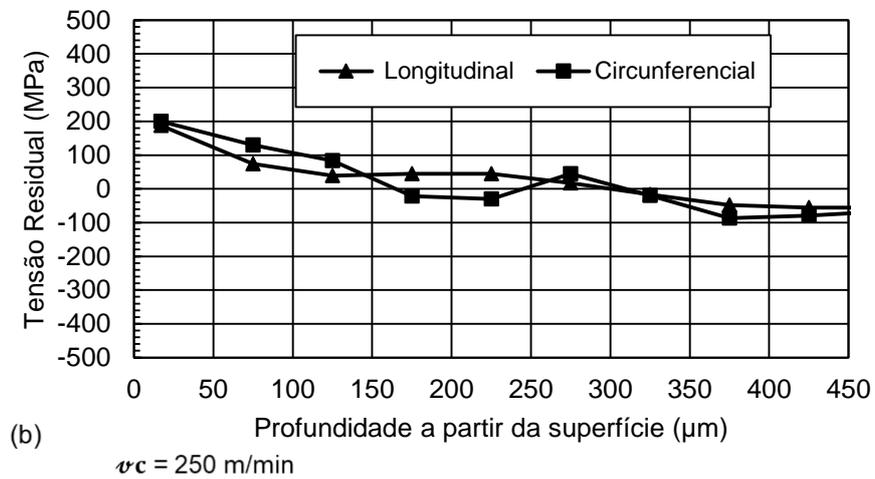
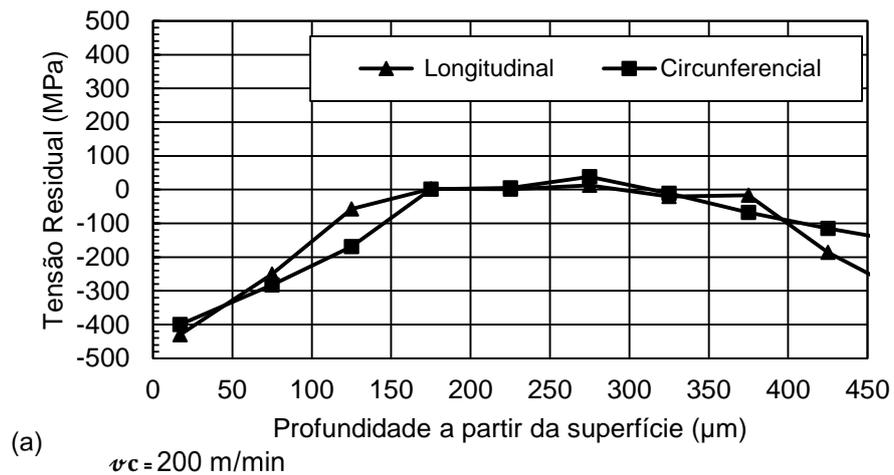


(b) $v_c = 250 \text{ m/min}$

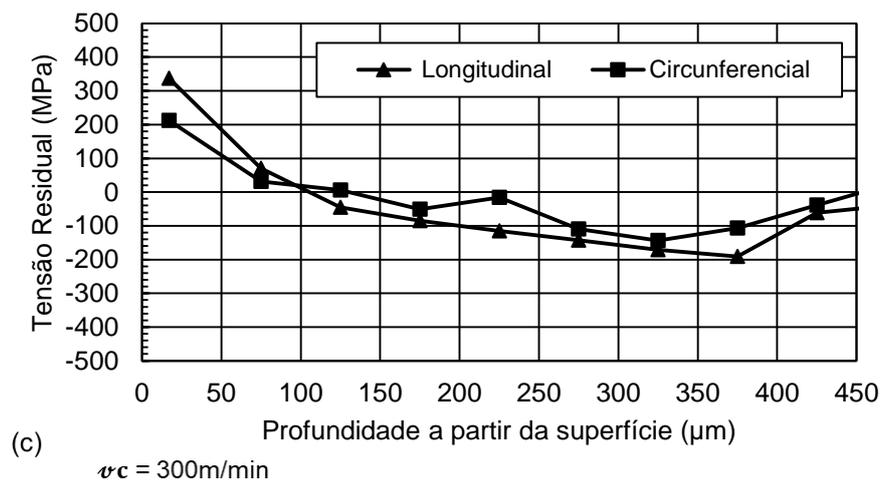
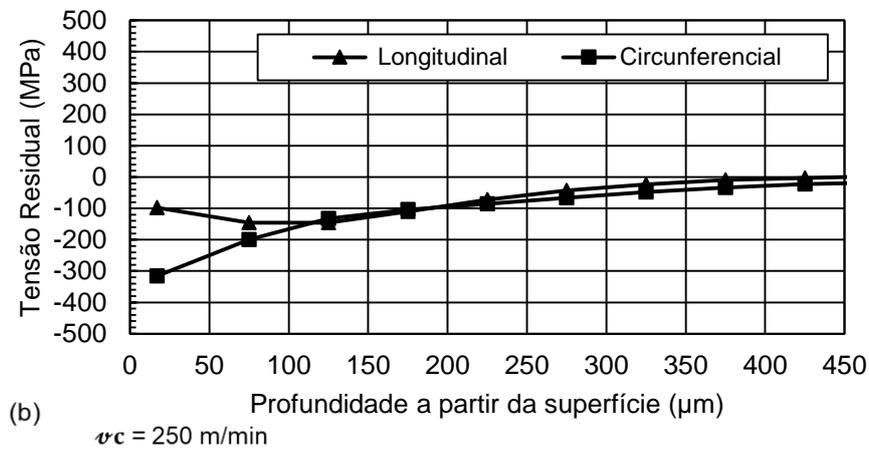
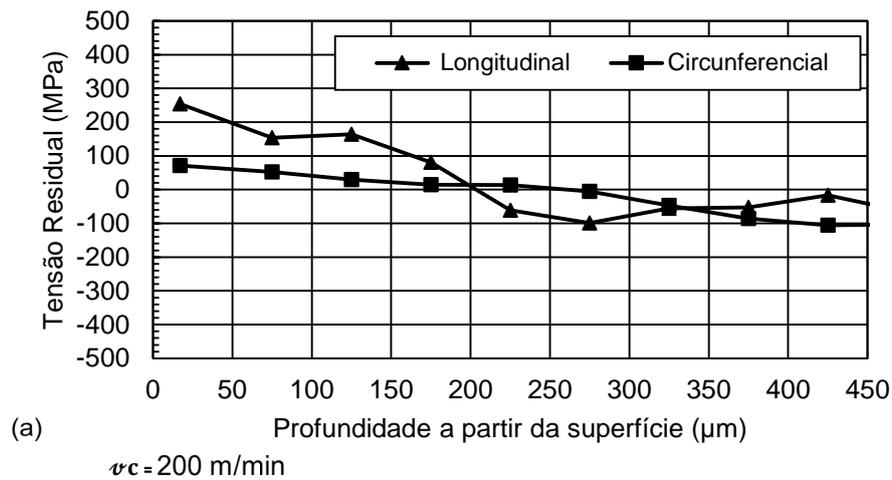


(c) $v_c = 300 \text{ m/min}$

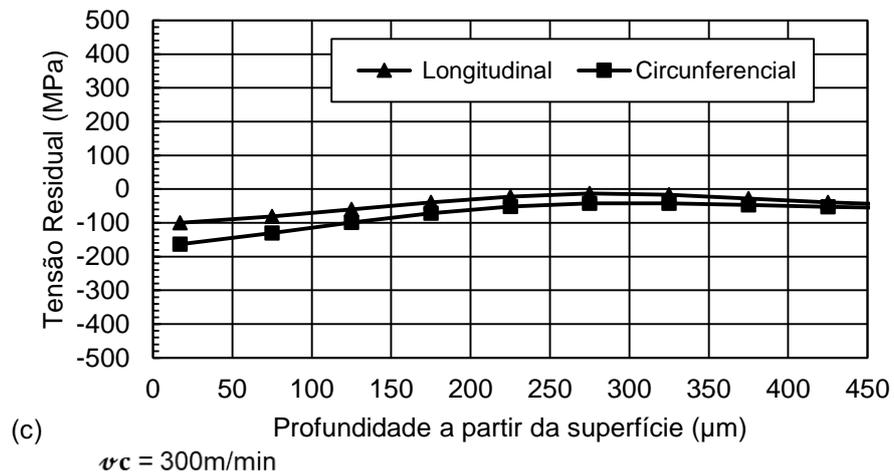
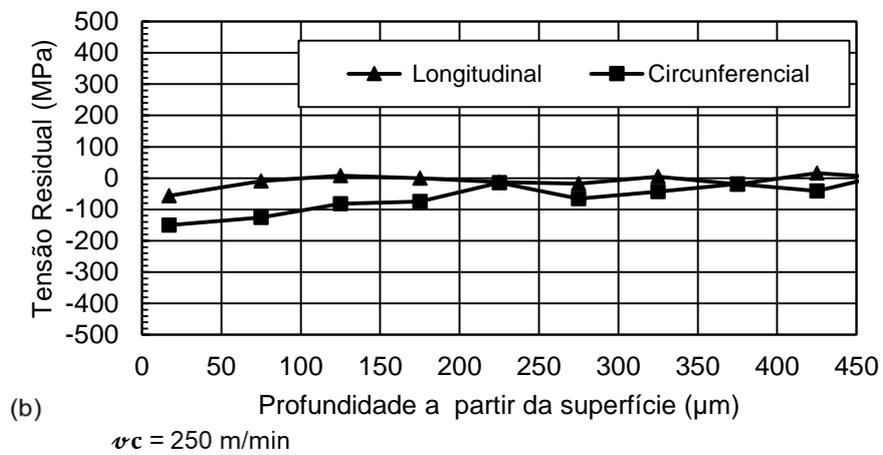
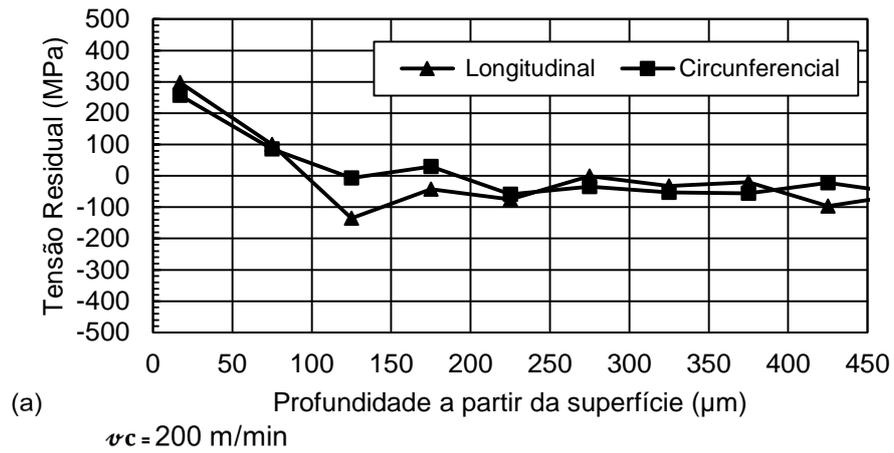
Gráficos B4: Resultado do perfil das tensões residuais superficiais para o inserto MC 7025 na condição da lubri-refrigeração sob média pressão com distintas velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min.



Gráficos B5: Resultado do perfil das tensões residuais superficiais para o inserto MP 7035 na condição da lubri-refrigeração sob baixa pressão com distintas velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min.



Gráficos B6: Resultado do perfil das tensões residuais superficiais para o inserto MP 7035 na condição da lubri-refrigeração sob média pressão com distitas velocidades de corte de (a) 200, (b) 250 e (c) 300 m/min.



APÊNDICE C

Tabela C1: Formas dos cavacos no torneamento do AISM com inserto MC 7015.

 <p data-bbox="446 672 686 784"> Inseto: MC 7015 Média pressão $v_c = 200$ m/min </p>	 <p data-bbox="909 672 1149 784"> Inseto: MC 7015 Baixa pressão $v_c = 200$ m/min </p>
 <p data-bbox="446 1220 686 1332"> Inseto: MC 7015 Média pressão $v_c = 250$ m/min </p>	 <p data-bbox="909 1220 1149 1332"> Inseto: MC 7015 Baixa pressão $v_c = 250$ m/min </p>
 <p data-bbox="446 1758 686 1870"> Inseto: MC 7015 Média pressão $v_c = 300$ m/min </p>	 <p data-bbox="909 1758 1149 1870"> Inseto: MC 7015 Baixa pressão $v_c = 300$ m/min </p>

Tabela C2: Formas dos cavacos no torneamento do AISM com inserto MC 7025.

 <p> Inserto: MC 7025 Média pressão $v_c = 200$ m/min </p>	 <p> Inserto: MC 7025 Baixa pressão $v_c = 200$ m/min </p>
 <p> Inserto: MC 7025 Média pressão $v_c = 250$ m/min </p>	 <p> Inserto: MC 7025 Baixa pressão $v_c = 250$ m/min </p>
 <p> Inserto: MC 7025 Média pressão $v_c = 300$ m/min </p>	 <p> Inserto: MC 7025 Baixa pressão $v_c = 300$ m/min </p>

Tabela C3: Formas dos cavacos no torneamento do AISM com inserto MC 7025.

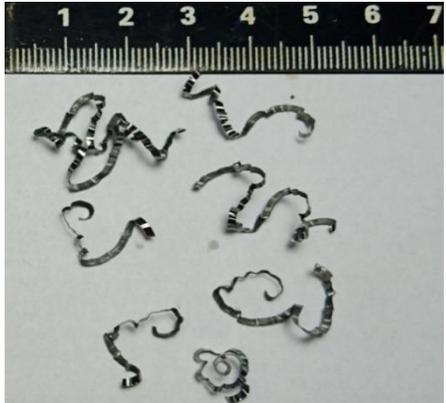
 <p> Inserto: MP 7025 Média pressão $v_c = 200$ m/min </p>	 <p> Inserto: MP 7035 Baixa pressão $v_c = 200$ m/min </p>
 <p> Inserto: MP 7035 Média pressão $v_c = 250$ m/min </p>	 <p> Inserto: MP 7035 Baixa pressão $v_c = 250$ m/min </p>
 <p> Inserto: MP 7035 Média pressão $v_c = 300$ m/min </p>	 <p> Inserto: MP 7035 Baixa pressão $v_c = 300$ m/min </p>

Tabela D1: Valores médios das componentes da força de usinagem (F_c e F_f), microdureza do cavaco, espessura do cavaco e distância perpendicular das bandas de cisalhamento.

Ensaio	Velocidade de corte (m/min)	Lubri-refrigeração	F_c (N)	F_f (N)	HV 0,05	h' [mm]	Δy [mm]
1	150	Seco	149,99	98,05	383,45	0,536	0,207
2	150	Baixa pressão	150,71	75,17	365,3	0,583	0,218
3	150	Média pressão	150,71	75,13	471	0,344	0,186
4	200	Seco	148,99	80,59	345	0,434	0,155
5	200	Baixa pressão	239,21	133,26	416,8	0,387	0,233
6	200	Média pressão	215,49	111,78	412,8	0,521	0,203
7	250	Seco	145,09	74,17	378,3	0,563	0,176
8	250	Baixa pressão	237,78	123,69	409,9	0,555	0,189
9	250	Média pressão	214,58	114,84	408,2	0,613	0,169

Tabela D2: Valores calculados de ângulo de cisalhamento, força de cisalhamento, força normal no plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação, tensão de cisalhamento, tensão normal ao plano de cisalhamento.

Ensaio	ϕ [graus]	$F_z(N)$	$F_{NZ}(N)$	ϵ	$\dot{\epsilon}$ [$10^4 s^{-1}$]	τ [MPa]	σ [MPa]
1	34,2	68,94	165,40	1,81	1,16	369,06	885,43
2	35,3	79,56	148,44	1,77	1,10	437,86	816,91
3	32,4	86,99	144,19	1,88	1,29	443,93	735,81
4	30,2	88,23	144,60	1,98	2,07	422,68	692,72
5	33,7	125,07	243,59	1,83	1,37	660,92	1287,19
6	30,1	130,37	204,78	1,99	1,58	622,70	978,08
7	25	100,15	128,54	2,31	2,28	403,10	517,36
8	26,5	157,61	216,79	2,20	2,12	669,75	921,26
9	27	139,06	199,74	2,17	2,37	601,24	863,62