



CARLOS ANCELMO DE OLIVEIRA JUNIOR

**Torneamento do aço inoxidável super duplex
UNS S32750 e influência na resistência à
corrosão**

11/2013

**CAMPINAS
2013**



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

AUTOR: CARLOS ANCELMO DE OLIVEIRA JUNIOR

Torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32750 e influência na resistência à corrosão

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO
FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO
ALUNO CARLOS ANCELMO DE OLIVEIRA
JUNIOR, E ORIENTADA PELO PROF. DR.
ANSELMO EDUARDO DINIZ

A handwritten signature in black ink, appearing to be "A. Diniz", is written over a horizontal dotted line.

.....
ASSINATURA DO ORIENTADOR

**CAMPINAS
2013**

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

OL4t Oliveira Junior, Carlos Ancelmo, 1981-
Torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32750 e influência na resistência à corrosão / Carlos Ancelmo de Oliveira Junior. – Campinas, SP : [s.n.], 2013.

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz.
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Usinagem. 2. Aço inoxidável. 3. Aço - Corrosão. 4. Fluidos de corte. I. Diniz, Anselmo Eduardo. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em inglês: UNS S32750 super duplex stainless steel turning and its influence in the corrosion resistance

Palavras-chave em inglês:

Machining

Stainless steels

Steel - corrosion

Cutting fluids

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Anselmo Eduardo Diniz [Orientador]

João Roberto Ferreira

Maria Helena Robert

Data de defesa: 15-02-2013

Programa de Pós-Graduação: Engenharia Mecânica

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

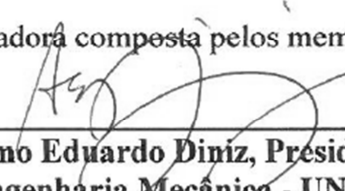
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

**Torneamento do aço inoxidável super duplex
UNS S32750 e influência na resistência à
corrosão**

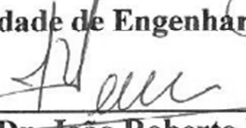
Autor: Carlos Ancelmo de Oliveira Junior

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

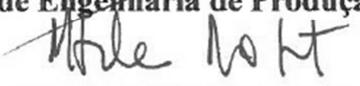
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz, Presidente
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP



Prof. Dr. João Roberto Ferreira
Instituto de Engenharia de Produção e Gestão - UNIFEI



Prof. Dr.ª. Maria Helena Robert
Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP

Campinas, 15 de fevereiro de 2013.

Dedicatória

Dedico este trabalho a meus pais Carlos e Carlita, e a minha irmã Verônica, que durante toda esta jornada serviram-me de motivação e exemplo para que eu pudesse vencer meus desafios; à minha querida Fernanda Pasquale, que inúmeras vezes me ajudou com seus conhecimentos de inglês, além de me fortalecer e motivar.

Agradecimentos

A Deus, pela paz espiritual e luz para vencer os obstáculos.

Ao professor Anselmo Eduardo Diniz, pela oportunidade, pelos ensinamentos, por toda a dedicação, profissionalismo e motivação que me ajudaram para a evolução e conclusão desta pesquisa.

À Sandvik Coromant pela motivação, oportunidade, recursos para os ensaios, além da cessão do laboratório de usinagem Centro de Produtividade para realização dos testes.

À Sandvik Materials Technology, Blaser e Okuma pela cessão de matéria-prima, fluido de corte e máquina para a realização dos ensaios.

Aos meus superiores diretos da Sandvik Coromant durante o período do curso Francisco Carlos Marcondes, Aldeci Santos, José Roberto Gamarra e Silvio Bauco, pela motivação e compreensão nos momentos de dificuldades.

Ao professor Rubens Caram, à Claudinete Leal e Nathália Veríssimo que colaboram para a realização das análises das amostras através de MEV e EDS nos laboratórios da UNICAMP.

Aos professores Amauri Hassui e Olívio Novaski, pelas sugestões e colaborações.

Aos amigos Vera Natale, Antônio Giovanetti, Domênico Landi, Rodrigo Andrade, Armando Antonialli, Silvia Rosa, Flavia Silva e Jan Vatauvuk pelas discussões, sugestões e colaborações.

A todos os meus familiares e amigos, pelos momentos de alegria e descontração.

Resumo

OLIVEIRA JR., Carlos Ancelmo, Torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32750 e influência na resistência à corrosão, Campinas,: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2013. 107 p. Dissertação (Mestrado).

Os aços inoxidáveis super duplex são ligas extremamente resistentes à corrosão, desenvolvidas para aplicações com altos níveis de exigência, em que as peças terão contato com ambientes corrosivos como a água do mar, por exemplo. Devido à sua composição química e microestrutura, que proporcionam alta resistência mecânica, alta resistência ao calor e também alta ductilidade, que são fatores positivos para a aplicação, a usinabilidade dessas ligas é geralmente muito baixa o que resulta em longos ciclos de produção e alto custo de ferramental. Este trabalho trata do torneamento da liga UNS 32750 comercialmente conhecida como SAF2507 e sua conseqüente influência na resistência à corrosão apresentada ao longo da aplicação. Durante os ensaios, houve variação de velocidade de corte, classe e cobertura da ferramenta, além da condição de refrigeração com alternativas de alta e baixa pressão. Os resultados indicam que as pastilhas com cobertura PVD são mais resistentes ao desgaste e, combinadas ao uso de refrigeração de alta pressão, podem melhorar o seu desempenho em relação à vida útil e rugosidade bem como à posterior resistência à corrosão do material. Desgaste de entalhe e aderência encontrados na usinagem com pastilhas PVD, juntamente com lascamentos e quebras que ocorreram nas pastilhas CVD, foram os tipos e mecanismos de desgaste/avaria da ferramenta mais encontrados durante os ensaios.

Palavras-chave

Usinagem, aço inoxidável super duplex , corrosão por pites, refrigeração de alta pressão

Abstract

OLIVEIRA JR., Carlos Ancelmo, UNS S32750 super duplex stainless steel turning and its influence in the corrosion resistance, Campinas,: Mechanical Engineering Faculty, State University of, 2013. 107 p. Thesis (Msc.).

Super duplex stainless steels are extremely corrosion-resistant alloys, that were developed to work in very demanding applications, in which the workpieces are exposed to corrosive environments like sea water, for example. Due to their chemical composition and microstructure, that provide high mechanical and heat resistance besides high ductility, which are favorable factors for the application, the machinability of these alloys is generally poor and results in long production cycles and high tool costs. The goal of this research is to study turning operation of the UNS 32750 alloy, commercially called SAF2507, and its consequent influence in the corrosion resistance for application situations. During the tests, the input variables were cutting speed, grade and coating of the inserts, besides the cooling conditions with low and high pressure options. The results indicate that the PVD coated inserts are more wear-resistant than the CVD inserts and when they are combined with high pressure cooling, their performance related to tool life and workpiece roughness as well as the corrosion resistance of the material after machining is improved. Notch wear and attrition found in machining with PVD inserts, together with chipping and tool breakage that occurred in machining with CVD inserts, were the most frequent types of wear/damage and wear mechanism found during the tests.

Key words

Machining, super duplex stainless steels, pitting corrosion, high pressure cooling

Sumário

Dedicatória.....	i
Agradecimentos.....	i
Resumo.....	i
Abstract.....	i
Sumário.....	i
Lista de Figuras.....	i
Lista de Tabelas.....	i
Nomenclatura.....	i
INTRODUÇÃO.....	1
Capítulo 2.....	3
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Aços inoxidáveis.....	3
2.2 - Aços Inoxidáveis Duplex.....	5
2.2.1 - A influência dos elementos de liga no comportamento dos aços inoxidáveis duplex.....	8
2. 2. 2 - Corrosão por pites.....	10
2.2.3 - Histórico do desenvolvimento dos aços duplex e super duplex.....	14
2.2.4 - Propriedades dos aços inoxidáveis duplex e super duplex.....	14
2.3 - Usinabilidade dos Aços Inoxidáveis.....	16
2.3.1 - Usinabilidade de Aços Duplex.....	24
2.3.2 - Boas práticas para usinagem de Duplex.....	29
2.3.3 – As influências da usinagem na resistência à corrosão.....	30
2.4 - Coberturas de ferramentas.....	32
2.4.1 - CVD - Deposição Química de Vapores (<i>Chemical Vapor Deposition</i>).....	32
2.4.2 PVD - Deposição Física de Vapores (<i>Physical Vapor Deposition</i>).....	35
2.4.3 - Aplicações na usinagem de aços inoxidáveis de baixa usinabilidade.....	37
2.5 - Fluidos de Corte.....	39
2.6 - Refrigeração com altas pressões.....	42
2.7 - Estudos de Caso.....	45
Capítulo 3.....	51
MATERIAIS E MÉTODOS.....	51
3.1 - Equipamentos.....	51
3.1.1 - Máquina-ferramenta.....	51

3.1.2 - Microscópio Óptico.....	52
3.1.3 - Microscópio Eletrônico.....	53
3.1.4 - Rugosímetro	53
3.2 - Materiais.....	53
3.2.1 - Corpos de prova	53
3.2.2 - Ferramentas	56
3.2.3 - Fluido de corte.....	58
3.3 - Planejamento experimental	59
3.3.1 - Ensaio de corrosão.....	60
Capítulo 4	64
RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	64
4.1 - Ferramenta Classe M15 PVD- Análise dos Desgastes das Ferramentas	65
4.1.1 - Ferramenta Classe M15 PVD- Análise do Acabamento das superfícies torneadas...	77
4.2 - Ferramenta Classe M15 CVD- Análise dos Desgastes das Ferramentas	78
4.2.1 - Ferramenta Classe M15 CVD - Análise do Acabamento das superfícies torneadas .	85
4.3 - Considerações a respeito dos resultados de vida e acabamento.....	87
4.3.1 - Formação e quebra de cavacos.....	89
4.4 - Influência das condições de usinagem e desgaste da ferramenta na resistência aos pites	92
Capítulo 5	99
CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS POSTERIORES.....	99
Capítulo 6	101
BIBLIOGRAFIA	101

Lista de Figuras

Figura 2. 1- Perspectiva de crescimento dos aços inoxidáveis série 400, ferríticos, martensíticos e duplex comparada à perspectiva de redução dos austeníticos das séries 200 e 300 até 2020 (MOLL, 2020)	7
Figura 2. 3 - Forma de um pite em aço inoxidável (GRAVALOS, 2008)	12
Figura 2. 4 - Pites formados na superfície (FONTANA, 1986)	12
Figura 2. 5 - Temperatura crítica para a formação de corrosão por pites (CPT) e fendas (CCT) em diferentes aços inoxidáveis e duplex (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008) .	14
Figura 2. 6 - O efeito do trabalho a frio nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex 2205 (IMO, 2009).....	19
Figura 2. 7 - Efeito do trabalho a frio na dureza e ductilidade dos aços inoxidáveis ferrítico, austenítico e duplex de alto desempenho, comparados ao austenítico do tipo 316 (IMO, 2009).....	20
Figura 2.8- Perfil de microdureza de uma amostra de aço super austenítico após o torneamento de desbaste a 60 m/min (GRAVALOS, 2008).....	21
Figura 2.9 - Usinabilidade relativa dos aços inoxidáveis (SANDVIK COROMANT, 2009).....	22
Figura 2.10 - Comparação de usinabilidade das diferentes ligas de aços inoxidáveis com ferramentas de metal duro e aço rápido (IMO, 2001)	27
Figura 2.11 - Sequência de formação das reberbas de aços inoxidáveis duplex (BIERMANN, HEILMANN, 2009)	28
Figura 2.12- Geometrias de quebra cavaco das pastilhas para usinagem de aços inoxidáveis. -MR para desbaste, -MM para usinagem média e -MF para acabamento (SANDVIK COROMANT, 2006).....	30
Figura 2. 13- Comprimentos usinados pelas pastilhas CVD M15 (GC 2015), M25(GC 2025) e M35(2035) em usinagem de super duplex. Os melhores resultados foram obtidos utilizando a M35 com refrigeração e a M25 sem refrigeração.....	38
Figura 2. 14- As três direções do jato de refrigeração (SHAW, 1984)	43
Figura 2. 15- Desempenho da pastilha CNMG 120408-MM 2025, durante a usinagem de aço austenítico 316L, sem refrigeração, com baixa e com alta pressão de refrigeração (SANDVIK COROMANT, 2010).....	46
Figura 2. 16- Formação de cavacos do torneamento de aço inoxidável SANMAC 316L, CNMG 120408-MF 2025, $v_c = 200$, com pressões baixas e altas de refrigeração (SANDVIK COROMANT, 2010).....	47
Figura 2. 17- Comparação de formação de cavacos em usinagem de aço 52100 sem refrigeração e com pressão ultra alta (DAHLMAN, ESCURSELLI, 2004)	48

Figura 2. 18- Comparação de desempenho da pastilha CNMX, losangular 80 graus, com classe H13A, sem cobertura, trabalhando com refrigeração de baixa pressão, cinza, e refrigeração de alta pressão (amarelo). (SANDVIK COROMANT, 2010)	49
Figura 2.19- Comparação de quebra de cavacos no torneamento de titânio Ti6Al4V, 30HRC, pastilha CNGP 120408 H13A, $v_c = 60\text{m/min}$, com alta e baixa pressão (SANDVIK COROMANT, 2010).....	50
Figura 3. 1 - Centro de torneamento OKUMA.....	52
Figura 3. 2 - Croqui do corpo de prova utilizado nos ensaios de vida de ferramenta	55
Figura 3. 3 - Foto do corpo de prova utilizado nos ensaios de vida de ferramenta.....	56
Figura 3.4- Porta ferramenta C6-PCLNL-45165-12HP, com sistema de refrigeração de alta pressão	57
Figura 3. 5- Desenhos esquemáticos das camadas PVD e CVD utilizadas nos ensaios	58
Figura 3. 6- Croqui da peça usinada para os ensaios de corrosão	61
Figura 3. 7- - Imagem de MEV com pontos de corrosão por pites, ampliação de 100x	63
Figura 4. 1- Corpo de prova com rebarba, após a usinagem de torneamento durante os ensaios de vida	64
Figura 4.2 - Representação gráfica dos ensaios realizados na primeira réplica com classe M15 PVD. Desgaste V_B em função do perímetro usinado	66
Figura 4.3 - Representação gráfica dos ensaios realizados na segunda réplica com classe M15 PVD. Desgaste V_B em função do perímetro usinado.....	66
Figura 4. 4- Aresta de corte PVD M15, após usinagem com $v_c = 110\text{ m/min}$ e refrigeração de alta pressão, com aderência e desgaste do tipo entalhe, MEV, 120 x.....	67
Figura 4. 5- Análise EDS para pastilha PVD, após usinagem com $v_c = 110\text{ m/min}$ e refrigeração de alta pressão.....	69
Figura 4.6 - Pastilha PVD M15, após usinagem com $v_c=130\text{ m/min}$ e refrigeração de alta pressão, com aderência e desgastes de flanco e entalhe. MEV, 120x	70
Figura 4.7- Pastilha PVD M15, após usinagem com $v_c=130\text{ m/min}$ e refrigeração de alta pressão, análise EDS	71
Figura 4.8- Aderência sobre aresta de corte em pastilha PVD M15 após a usinagem com $v_c= 130$ e baixa pressão. Mic. óptico, 55x	72
Figura 4.9- Aresta de corte da classe PVD com e aderência na superfície de folga após usinagem com $v_c=130\text{ m/min}$ e baixa pressão. MEV, 400x	73
Figura 4.10 - Aresta de corte da classe PVD M15 com lascamento após torneamento com $v_c = 110\text{ m/min}$ e baixa pressão	74
Figura 4. 11- Efeitos principais dos fatores influentes na vida das pastilhas PVD	75

Figura 4. 12 - Índice de desgaste relativo, referente às condições utilizadas nos ensaios com pastilha M15 PVD	76
Figura 4. 13 - Evolução da rugosidade nas duas réplicas em Ra e Rz. a) réplica 1, Ra b) réplica 1, Rz c) réplica 2, Ra d) réplica 2, Rz.....	77
Figura 4. 14 - Principais efeitos dos fatores influentes na rugosidade obtida após a usinagem com pastilha PVD M15	78
Figura 4.15 - Representação gráfica dos ensaios realizados na primeira réplica em usinagem com classe M15 CVD. Desgaste V_{BN} em função do perímetro usinado.....	79
Figura 4.16- Representação gráfica dos ensaios realizados na segunda réplica com classe M25 CVD. Desgaste V_{BN} em função do perímetro usinado.....	80
Figura 4. 17- Imagem de MEV da pastilha CVD M15 com lascamento e aderência, após a usinagem com $v_c = 110\text{m/min}$ com alta pressão na primeira réplica. 90x	81
Figura 4.18- Pastilha CVD M15 com lascamento, após a usinagem com $v_c=110\text{m/min}$ e refrigeração de alta pressão. Mic. óptico, 55x.....	82
Figura 4.19- Pastilha CVD M15 com fratura, após a usinagem com $v_c=130\text{m/min}$ e alta pressão. Mic. óptico, 55x.....	83
Figura 4.20- Pastilha CVD M15 com lascamento, após a usinagem com $v_c = 110 \text{ m/min}$ e refrigeração de baixa pressão. Mic. óptico, 55x.....	84
Figura 4.21- Pastilha CVD M15 com lascamento, após a usinagem com $v_c = 130\text{m/min}$ e baixa pressão. Mic. óptico, 55x.....	85
Figura 4.22- Evolução da rugosidade nas duas réplicas em Ra e Rz. a) réplica 1, Ra b) réplica 1 Rz c) réplica 2, Ra d) réplica 2, Rz.....	86
Figura 4.23- Gráfico de Pareto com interação para fatores influentes nas vidas das pastilhas PVD e CVD. A) velocidade de corte B)pressão de refrigeração e C) classe da pastilha.....	87
Figura 4.24- Efeitos principais dos fatores influentes na vida das pastilhas com três variáveis...	89
Figura 4. 25- Formação de cavacos em torneamento de SAF 2507 com $v_c = 110\text{m/min}$ e refrigeração de baixa pressão	90
Figura 4.26- Formação de cavacos em torneamento de SAF 2507 com $v_c=110 \text{ m/min}$ e refrigeração de alta pressão	91
Figura 4.27- Imagem de MEV da formação de pites em super duplex após a usinagem com refrigeração de alta pressão, $v_c = 110 \text{ m/min}$ e pastilha desgastada, 100x: a)Imagem MEV b) Imagem processada pelo ImageJ	93
Figura 4.28- Valores percentuais da formação de pites nas diferentes condições de usinagem ...	94
Figura 4.29 - A influência das variáveis de corte na formação de pites após a usinagem	95
Figura 4.30 - Principais efeitos dos fatores influentes no % de corrosão por pites.....	96
Figura 4.31- Relação entre o desgaste das pastilhas e a rugosidade obtida durante os ensaios	98

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 Alguns exemplos de ligas duplex existentes, com especificações de PRE (IMOA, 2009).....	6
2.2- Comparação entre as propriedades das camadas de cobertura das pastilhas CVD (SANDVIK COROMANT, 1994).....	33
Tabela 2.3 - Comparação entre as propriedades das camadas de cobertura das pastilhas PVD (OERLIKON BALZERS, 2012)	36
Tabela 2.4 - Dados de corte utilizados por Bordinassi (2006) em usinagem de super duplex fundido.....	37
Tabela 3.1 - Composição química do SAF (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008)	54
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do SAF 2507 (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008).....	54

Nomenclatura

Letras latinas

κ_r	ângulo de posição da ferramenta	
°C	Temperatura em graus Celsius	
Al	Alumínio	
Al ₂ O ₃	Óxido de Alumínio	
a_p	Profundidade de usinagem	[mm]
C	Carbono	
Co	Cobalto	
CO ₂	Gás carbônico	
Cr	Cromo	
Cu	Cobre	
D_c	Diâmetro de corte	[mm]
Fe	Ferro	
FeCl ₃	Cloreto de ferro	
f_n	Avanço por rotação	[mm]
h	Espessura de corte	[mm]
H ₂ S	Gás sulfídrico	
iC	Círculo inscrito no diâmetro da pastilha	[mm]
k	Condutividade térmica	[W/m.K]
k_s	Pressão específica de corte	[kg/mm ²]
LED	<i>Light Emitting Diode</i>	
Mn	Manganês	
Mo	Molibdênio	
MPa	Mega pascal	
N	Nitrogênio	
Na	Sódio	
Nb	Nióbio	
ppm	partes por milhão	
Q	Taxa de remoção de material	[mm ³ /min]

R _a	Rugosidade média	[μm]
R _z	Rugosidade de profundidade média	[μm]
Si	Silício	
TiAlN	Nitreto de Titânio e Alumínio	
TiC	Carboneto de Titânio	
TiCN	Carbonitreto de Titânio	
TiN	Nitreto de Titânio	
V _B	Desgaste de flanco	[mm]
v _c	Velocidade de corte	[m/min]

Letras gregas

Ø	diâmetro
δ/γ	Estrutura bifásica ferrítica e austenítica
μ	micro

Siglas

AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
CMP	Compósito de matriz polimérica
CNC	Comando numérico computadorizado
CVD	<i>chemical vapour deposition</i>
DIN	<i>Deutsches Institute für Norming</i>
DSS	<i>Duplex Stainless Steel</i>
EDS	<i>Energy Dispersive x-ray Spectrometer</i>
HB	Dureza Brinell

HPC	<i>High Pressure Cooling</i>
HRC	Dureza Rockwell C
HV	Dureza Vickers
IMOA	<i>International Molybdenum Association</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
MEV	Microscópico Eletrônico de Varredura
PRE	<i>Pitting resistance equivalent</i>
PVD	<i>Physical vapour deposition</i>
SDSS	<i>Super Duplex Stainless Steel</i>
UHPC	<i>Ultra High Pressure Cooling</i>
UNS	<i>Unified Numbering System</i>

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis constituem um grupo específico de materiais com um largo campo de aplicação na indústria. A alta resistência à corrosão é a característica que torna esses materiais aplicáveis em produtos voltados para as indústrias química, alimentícia e aeroespacial, entre outras, em que se deseja longa vida útil, além de alta resistência mecânica. Os aços inoxidáveis duplex, objeto deste trabalho, atualmente representam somente em torno de 1% das aplicações de aço inox no mundo (CHATER, 2010), porém no Brasil, com a demanda crescente causada pelo desenvolvimento de tecnologia na indústria de óleo e gás, a tendência é de maior utilização desse material nos próximos anos.

Os aços inoxidáveis duplex são assim chamados por apresentarem microestrutura com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita. A resistência equivalente à corrosão por pites, ou simplesmente PRE (a equação que define o PRE será mostrada no capítulo 2), é o que determina o grau de oposição que o material oferece a esse tipo de corrosão. Para que seja considerado duplex esse valor deve ser superior a 20. Os aços inoxidáveis super duplex, por sua vez, devem possuir um PRE maior que 40 (BORDINASSI, 2006). Devido à combinação de elementos como cromo, molibdênio e nitrogênio, que conferem boa estabilidade química a esses materiais em ambientes salinos como a água do mar, os aços inoxidáveis duplex podem ser utilizados em substituição ao bronze ou outras ligas com altos teores de cromo e níquel.

A usinabilidade de um aço inoxidável duplex está geralmente associada ao seu PRE. As altas taxas de encruamento, comparáveis às dos aços inoxidáveis austeníticos, podem levar a modificações mecânicas e comportamento heterogêneo nas superfícies usinadas, que podem resultar em formação instável de cavacos, vibrações além de acabamentos superficiais ruins (SAOUBI, 1999). Durante a usinagem, as altas taxas de encruamento proporcionam maiores esforços de corte e resultam em vidas mais curtas das ferramentas. Além disso, a alta resistência mecânica, alta ductilidade e a baixa condutividade térmica incentivam diversos mecanismos de

desgaste da ferramenta como difusão, abrasão, aderência “*attrition*” e aresta postiça de corte, o que faz com que se tenham vidas mais curtas de ferramentas comparando-se à usinagem de aços comuns (KORKUT, 2004).

Este trabalho propõe o estudo de técnicas para a usinagem da liga super duplex SAF2507, como a utilização de refrigeração de alta pressão ou não, o uso de classes PVD ou CVD, ou a variação das velocidades de corte, bem como a análise da influência da aplicação dessas variáveis na resistência à corrosão das peças obtidas por usinagem.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços inoxidáveis

As composições mais comuns de aços inoxidáveis foram desenvolvidas, acidentalmente, no início do século XX. (MEI, SILVA , 2006).

Em 1912 o inglês Harry Brearly estudava uma liga Fe-Cr (13%) e, quando tentava fazer algumas observações metalográficas, verificou que a liga fabricada resistia à maior parte dos reagentes que se utilizavam na época em metalografia. E foi Brearly mesmo quem deu o nome a liga, chamando-a de "stainless steel" que, literalmente, quer dizer "aço sem manchas".

Um ano mais tarde na Alemanha, Eduard Maurer, estudou uma liga Fe-Cr que continha além dos elementos da liga de Brearly cerca de 8% de Ni. Como resultado observou que a liga resistiu vários meses a vapores agressivos no laboratório no qual trabalhava. Os aços descobertos por eles eram os atualmente conhecidos como AISI 420 (martensítico) e AISI 302 (austenítico) respectivamente. Era um pouco difícil de compreender na época, por qual razão aquecendo-se as duas ligas a altas temperaturas, em torno de 1.000 °C, e resfriando-as rapidamente, obtinham-se duas ligas completamente diferentes, uma com alta dureza (AISI 420) e outra com ótima ductilidade (AISI 302). De lá para cá, os aços inoxidáveis muito evoluíram, principalmente em função da indústria petrolífera, da aeronáutica, da criogenia e até mesmo devido à 2^a guerra mundial (TEBECHERANI, 2008).

Os aços inoxidáveis são conhecidos por sua alta resistência à corrosão. Geralmente essa característica aumenta de acordo com o teor do seu principal elemento de liga, o cromo. O material com alto teor de cromo, quando exposto ao ambiente, forma uma camada de óxido de cromo em sua superfície que o protege contra a corrosão. Este fenômeno é chamado de passivação. São considerados aços inoxidáveis aqueles que apresentam um porcentual de cromo

superior a 12% (MEI, SILVA, 2006). Quando o teor de carbono for elevado os aços ligados ao cromo aumentam sua temperabilidade podendo ser tratados para adquirir maiores dureza e resistência mecânica.

Para fim de identificação e discussão de suas propriedades, os aços inoxidáveis são classificados em cinco grupos:

- **Martensíticos** - São ligas ferro e cromo (11-18%) com teor de carbono em geral acima de 0,1%. Mais recentemente têm sido desenvolvidos aços denominados “supermartensíticos”. Eles possuem teor de carbono inferior a 0,1% e teores de elementos de liga extremamente baixos. São magnéticos e endurecíveis por têmpera.

Exemplos comerciais: AISI 403, 410, 414, 416, 420, 431, 440A, B e C, 501.

- **Ferríticos** – São ligas ferro-cromo essencialmente ferríticas em todas as temperaturas, e que não endurecem por tratamento térmico de têmpera. Normalmente possuem teores de cromo mais elevados do que dos aços martensíticos e menores teores de carbono.

Exemplos comerciais: AISI 405, 430, 430F, 446, 502

- **Austeníticos** - São ligas à base de ferro, cromo (16-30%) e níquel (8-35%) predominantemente austeníticas após o tratamento térmico comercial. São não magnéticas. Incluem-se nesta família : AISI 301, 302, 304, 304L, 308, 310, 316, 316L, 317, 321, 347. O teor de carbono é, em geral , inferior a 0,08%.(SILVA ; MEI, 2006)

- **Ferrítico-austenítico (duplex)** – Os aços inoxidáveis duplex possuem maior teor de cromo em sua composição (18-28%) e menor teor de níquel (4,5-8%), em comparação aos austeníticos. Molibdênio pode ser utilizado como elemento de liga adicional em alguns casos. Desde que a quantidade de níquel seja insuficiente para formar uma estrutura totalmente austenítica, a estrutura dos duplex será mista: ferrítica – austenítica. Suas propriedades misturam 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, 2011).

- **Endurecíveis por precipitação (PH)** – Esse grupo de aços inoxidáveis contém cromo e níquel como principais elementos de liga e são fornecidos tratados por solubilização. Esses aços podem ser austeníticos ou martensíticos e são tratados termicamente por envelhecimento. Este tratamento é realizado geralmente depois da usinagem. A temperatura do tratamento não deve causar distorções na peça. São magnéticos (KOPELIOVICH, 2011)

2.2 - Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo, contendo até 0,30% de átomos de nitrogênio em peso, que apresentam microestrutura bifásica composta por uma matriz ferrítica e pela fase austenítica, sendo que em volume a concentração de ferrita representa em torno de 50% +ou – 5% para um material corretamente balanceado.

Para que os aços inoxidáveis sejam considerados duplex, devem apresentar resistência equivalente à corrosão por pite, geralmente conhecida pela sigla PRE ou ainda PRE_N (do inglês *Pitting Resitance Equivalent*) superior a 20. Os chamados aços inoxidáveis super duplex além de reunirem todos os pré-requisitos dos aços duplex, devem possuir um PRE maior que 40 (BORDINASSI, 2006). Mais recentemente, novas ligas duplex têm sido desenvolvidas com PREs maiores ou iguais a 50, sendo denominadas ligas hiper duplex.

Isso significa que os materiais resistem mais a ataques químicos, principalmente aqueles provocados por soluções aquosas contendo íons halogênios (elementos que pertencem à família 7A da tabela periódica), destacando-se entre eles o íon cloreto, presente de forma frequente na água do mar (MARTINS, CASTELETTI, 2006).

O PRE pode ser calculado conforme a composição química do material, levando-se em conta a variação porcentual dos elementos (NILSSON, 1992), conforme equação 1.

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3,3 (\% \text{Mo} + 0,5 \times \% \text{W}) + 16 \times \% \text{N} \quad (1)$$

O PRE dos grãos de ferrita é diferente do PRE da austenita devido à quantidade de nitrogênio. O PRE da austenita aumenta com o teor de nitrogênio, enquanto o da ferrita permanece praticamente o mesmo para o aumento do nível de nitrogênio. A tabela 2.1 mostra alguns exemplos de aços duplex, com suas especificações, composições e valores médios de PRE.

Tabela 2.1 Alguns exemplos de ligas duplex existentes, com especificações de PRE (IMO, 2009)

Classe	No. UNS	No. EN	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W	PRE médio
Aços inoxidáveis Duplex Forjados											
Primeira geração das classes duplex											
329	S329000	1,4460	0,08	23,0-28,0	2,5-5,0	1,0-2,0	-	1,00	-	-	30,45
**	S31500	1,4424	0,03	18,0-19,0	4,3-5,2	2,5-3,0	0,05		-	-	28,38
	S32404		0,04	20,5-22,5	5,5-8,5	2,0-3,0	0,2	2,00	1,0-2,0	-	32,95
Segunda geração das classes duplex											
Lean Duplex											
	S32001	1,4482	0,03	19,5-21,5	1,0-3,0	0,6	0,05-0,17	4,0-6,0	1,00	-	24,24
	S32101	1,4162	0,04	21,0-22,0	1,35-1,7	0,1-0,8	0,20-0,25	4,0-6,0	0,1-0,8	-	26,59
	S32202	1,4062	0,03	21,5-24,0	1,0-2,8	0,45	0,18-0,26	2,00	-	-	27,76
	S82011		0,03	20,5-23,5	1,0-2,0	0,1-1,0	0,15-0,27	2,0-3,0	0,5	-	27,18
2304	S32304	1,4262	0,03	21,5-24,5	3,0-5,5	0,05-0,6	0,05-0,20	2,50	0,05-0,60	-	26,07
		1,4655	0,03	22,0-24,0	3,5-5,5	0,1-0,6	0,05-0,20	2,00	1,0-3,0	-	26,16
Standard											
											29,50
	S32003		0,03	19,5-22,5	3,0-4,0	1,5-2,0	0,14-0,20	2,00	-	-	34,14
2205	S31803	1,4462	0,03	21,0-23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,20	2,00	-	-	35,95
2205	S32205	1,4462	0,03	22,0-23,0	4,5-6,5	3,0-3,5	0,14-0,20	2,00	-	-	
25 Cr											
	S31200		0,03	24,0-26,0	5,5-6,5	1,2-2,0	0,14-0,20	2,00	-	-	33,00
	S31260		0,03	24,0-26,0	5,5-7,5	2,5-3,5	0,10-0,30	1,00	0,2-0,8	0,1-0,5	38,60
	S32506		0,03	24,0-26,0	5,5-7,2	3,0-3,5	0,08-0,20	1,00	-	0,05-0,30	38,25
	S32520	1,4507	0,03	24,0-26,0	5,5-8,0	3,0-4,0	0,20-0,35	1,50	0,5-2,0	-	39,30
255	S32550	1,4507	0,04	24,0-27,0	4,5-6,5	2,9-3,9	0,10-0,25	1,50	1,5-2,5	-	37,87
Super duplex											
2507	S32750	1,4410	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-5,0	0,24-0,32	1,20	-0,5	-	42,68
	S32760	1,4501	0,03	24,0-26,0	6,0-8,0	3,0-4,0	0,20-0,30	1,00	0,5-1,0	0,5-1,0	41,79
	S32808		0,03	27,0-27,9	7,0-8,2	0,8-1,2	0,30-0,40	1,10	-	2,1-2,5	40,15
	S32906		0,03	28,0-30,0	5,8-7,5	1,5-2,6	0,30-0,40	0,80-1,5	0,8	-	41,37
	S32950		0,03	26,0-29,0	3,5-5,2	1,0-2,5	0,15-0,35	2,00	-	-	37,28
	S39274		0,03	24,0-26,0	6,8-8,0	2,5-3,5	0,24-0,32	1,00	0,2-0,8	1,5-2,5	42,68
	S39277		0,025	24,0-26,0	6,5-8,0	3,0-4,0	0,23-0,33	0,80	1,2-2,0	0,8-1,2	42,68
		1,4477	0,03	28,0-30,0	5,8-7,5	1,5-2,6	0,30-0,40	0,80-1,50	<= 0,8	-	41,37
Hiper duplex											
	S32707		0,03	26,0-29,0	5,5-9,5	4,0-5,0	0,30-0,50	1,50	1	-	48,8
	S33207		0,03	29,0-33,0	6,0-9,0	3,0-5,0	0,40-0,60	1,50	1	-	52,2

Nos últimos anos a produção de aços inoxidáveis duplex e suas variações tem crescido de forma muito rápida. Em 2004, o volume produzido mundialmente representava cerca de 6.000 toneladas. Em 2008 esse volume havia aumentado para 22.000 toneladas (CHATER, 2010). No Brasil a demanda por esse tipo de material tem aumentado também, principalmente pelos recentes desenvolvimentos na área óleo e gás, que exigem materiais com maior estabilidade e resistência para condições de aplicação severas.

Em 2010, os aços duplex representavam em torno de 1% (CHATER, 2010) de todos os aços inoxidáveis produzidos mundialmente, porém como abordado no parágrafo anterior, a tendência é de crescimento, conforme a figura 2.1.

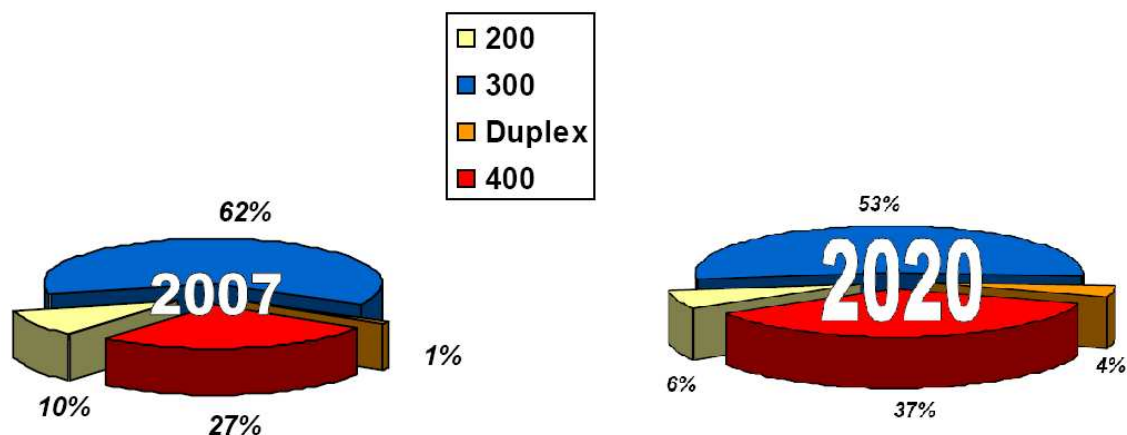


Figura 2. 1- Perspectiva de crescimento dos aços inoxidáveis série 400, ferríticos, martensíticos e duplex comparada à perspectiva de redução dos austeníticos das séries 200 e 300 até 2020 (MOLL, 2020)

Atualmente, essa categoria de aços inoxidáveis vem sendo utilizada com sucesso em aplicações nas quais as concentrações de íons cloreto do ambiente chegam a atingir até 80000 ppm, com as temperaturas na faixa de 40°C a 80°C, em soluções contendo CO₂, oxigênio e gás sulfídrico (H₂S) dissolvidos. A grande vantagem da utilização desses materiais é que a combinação de elementos como cromo, molibdênio e nitrogênio confere boa estabilidade química em ambientes salinos como a água do mar, em que antigamente (décadas de 70 e 80) só era

possível obter usando-se materiais com altas concentrações de cobre, como por exemplo os bronzes, e materiais com altas concentrações de níquel, como os Hastelloys, Inconéis e Monéis.

Os aços inoxidáveis duplex são muito utilizados na fabricação de equipamentos rotativos como as bombas centrífugas, equipamentos estáticos, como as válvulas reguladoras de fluxo e até em partes estruturais para aplicações marinhas, particularmente na indústria de extração de petróleo, tanto em países tropicais quanto em países nórdicos. As temperaturas nas quais esses materiais "trabalham" influenciam de forma significativa no processo de corrosão por pites, pois alteram a estabilidade do filme passivo de óxido de cromo formado na superfície do material (MARTINS, CASTELETTI, 2006).

Os aços inoxidáveis duplex possuem tensão de escoamento aproximadamente duas vezes o valor de um aço austenítico sem nitrogênio (IMOA, 2001).

2.2.1 - A influência dos elementos de liga no comportamento dos aços inoxidáveis duplex

Cromo: Adições de cromo aumentam a resistência à corrosão dos aços. Aços com teores de cromo superiores a 12% têm grande resistência à oxidação (SILVA E MEI, 2006). É necessário em torno de 10,5% de cromo, no mínimo, para que seja formada uma camada passiva estável de óxido de cromo suficiente para proteger o aço da corrosão atmosférica. O cromo é um formador de ferrita, o que significa que sua adição na composição estabiliza a estrutura cúbica de corpo centrado do material. Quando o teor de cromo é alto, o níquel é necessário para formar a estrutura austenítica ou duplex. Maiores teores de cromo promovem a formação de fases intermetálicas.

O cromo também é responsável pelo aumento da resistência à oxidação em temperaturas elevadas. Esse efeito é importante por causa da sua influência na formação e remoção da coloração de calor, que resulta dos tratamentos térmicos ou processos de soldagem.

O teor de cromo pode variar entre 22 e 28% numa liga duplex (CHIAVERINI, 2005). Aços inoxidáveis duplex são mais resistentes à remoção da camada de óxido e a marca de calor se forma com mais dificuldade que em aços inoxidáveis austeníticos (IMOA, 2009).

Molibdênio: O molibdênio atua em conjunto com o cromo promovendo maior resistência à corrosão por cloretos nos aços inoxidáveis. Quando o teor de cromo do inox é pelo menos de 18%, as adições de molibdênio se tornam três vezes mais efetivas, sendo tão importantes quanto a adição de cromo contra corrosão por pites e trincas quando em contato com o meio ambiente. O molibdênio é formador de ferrita e também aumenta a tendência à formação de fases intermetálicas prejudiciais (IMOA, 2009). O molibdênio, entre 0,2 e 5,0% nos aços inoxidáveis duplex, melhora a resistência à corrosão por pites, corrosão generalizada e à corrosão em frestas (CHIAVERINI, 2005)

Nitrogênio: O nitrogênio aumenta a resistência às corrosões por pites e trincas dos aços inoxidáveis austeníticos e duplex. Em proporções que variam de 0,1 a 0,35% nos aços duplex, o nitrogênio melhora a resistência à corrosão localizada e também aumenta a resistência mecânica (CHIAVERINI, 2005), o que faz dele o elemento com influência mais efetiva da composição em relação à melhora de resistência do material. Por causa de sua alta resistência, os aços inoxidáveis austeníticos e duplex também apresentam maior tenacidade. O nitrogênio dificulta a formação de fases intermetálicas o suficiente para permitir o processamento e a fabricação dos duplex. A adição de nitrogênio é feita nos aços inoxidáveis austeníticos e duplex altamente resistentes à corrosão que contêm altos teores de cromo e molibdênio para diminuir a tendência de formação da fase sigma. O nitrogênio é um importante formador de austenita e pode substituir alguma quantidade de níquel nos aços inoxidáveis austeníticos (IMOA, 2009). Nos aços inoxidáveis duplex, o nitrogênio é adicionado quase em seu limite de solubilidade e proporciona o desejado equilíbrio ferrita-austenita (SILVA E MEI, 2006). Cromo e molibdênio, formadores de ferrita, são balanceados com os formadores de austenita, níquel e nitrogênio, para a obtenção da estrutura austenítica-ferrítica.

Níquel: O níquel é um estabilizador de austenita. Isso significa que a adição de níquel nas ligas ferrosas promove uma mudança na estrutura cristalina dos aços inoxidáveis, de cúbica de corpo centrado (ferrítica) para cúbica de face centrada (austenítica). Os aços inoxidáveis ferríticos

contêm baixos teores ou, muitas vezes, não contêm níquel, enquanto os duplex contêm teores intermediários, cerca de 4 a 7%, e os aços inoxidáveis austeníticos da série 300, contêm no mínimo 8%. A adição de níquel também dificulta a formação de fases intermetálicas prejudiciais em aços inoxidáveis austeníticos, porém de forma muito menos efetiva, em comparação com o nitrogênio. A estrutura CFC é responsável pela excelente tenacidade nos aços inoxidáveis austeníticos. Sua presença em aproximadamente metade da estrutura das classes duplex melhora sua tenacidade comparando-se aos aços inoxidáveis ferríticos. A ferrita, considerada como sendo a matriz dos aços duplex e super duplex, consiste de uma fase cristalina composta por uma célula unitária cúbica de corpo centrado e a austenita, a fase que precipita normalmente no estado sólido, apresenta uma célula unitária cúbica de face centrada (IMOA, 2009).

2. 2. 2 - Corrosão por pites

O processo de corrosão em água do mar profunda é caracterizado por ocorrer a baixas temperaturas, alta concentração de cloreto, baixa quantidade de oxigênio, presença de CO₂ e H₂S, microorganismos e alta concentração de sais dissolvidos. Entre os tipos de corrosão, a formação de pites é muito comum em água do mar e a mais difícil de se controlar (ANSELMO, 2006). Muitos metais sofrem corrosão por pites em soluções com alta concentração de cloretos. Entre eles estão incluídos os aços inoxidáveis, ferro, níquel, cobre, magnésio, zircônio, estanho, cádmio, alumínio e suas ligas, etc (PICON et al., 2010). Alguns metais são resistentes ao pite induzido por cloretos, tais como o titânio, cromo e tântalo, porém não são imunes a ele (ISAAC, 1990 ; PISTORIUS; BURSTEIN, 1992).

Segundo Ramanathan (1989), a corrosão pode ser definida como a reação do metal com os elementos do seu meio, na qual o metal é convertido a um estado não metálico. As variáveis encontradas em ambientes de corrosão, como a velocidade, a temperatura e a composição do fluido, podem ter uma influência decisiva nas propriedades de corrosão dos materiais com os quais estão em contato. Um metal trabalhado a frio é mais suscetível à corrosão do que o mesmo metal na condição de normalizado (GRAVALOS, 2008).

A corrosão localizada pode ser definida como a remoção seletiva do metal pela corrosão em pequenas áreas superficiais. Geralmente, ocorre sob condições em que uma grande parte da superfície permanece sem ataque ou ligeiramente atacada. Uma forma extrema de corrosão localizada é a formação de pites, em que as áreas muito pequenas da superfície metálica são atacadas, enquanto a parte principal da superfície permanece não afetada.

O aparecimento dos pites está relacionado à presença de certos ânions agressivos no meio. O mesmo metal pode mostrar diferentes potenciais de pite em diferentes ânions, mas em geral, o íon cloreto, que é um dos mais extensivamente presentes na natureza, é o mais agressivo de todos (GALVELE, 1983). A formação de pites em componentes pode antecipar a falha em serviço pois estes podem proporcionar o aparecimento de pontos nucleadores de trincas, diminuir a resistência total ou penetrar no metal completamente, causando a fuga de gases ou líquidos contidos. (GRAVALOS, 2008)

A formação de pites geralmente ocorre sobre metais que são cobertos com uma película muito fina, normalmente transparente, aderente e protetora, conhecida como camada passiva ou passivadora, presente nos aços inoxidáveis entre outros materiais. As formas dos pites variam muito. Usualmente possuem, de uma maneira geral forma de pires, cônica ou hemisférica. Durante o mecanismo de formação de pites ocorre a quebra da passividade através de uma competição entre a adsorção de íons cloreto e de oxigênio em solução, sobre as camadas superficiais metálicas. Embora o metal tenha maior afinidade pelo oxigênio, em potenciais mais altos a adsorção de íons cloreto é favorecida em certas regiões sobre a superfície (RAMANATHAN, 1989). A figura 2.2 representa a geometria de um pite formado em um aço inoxidável e a figura 2.3 representa a formação de uma grande quantidade de pites.

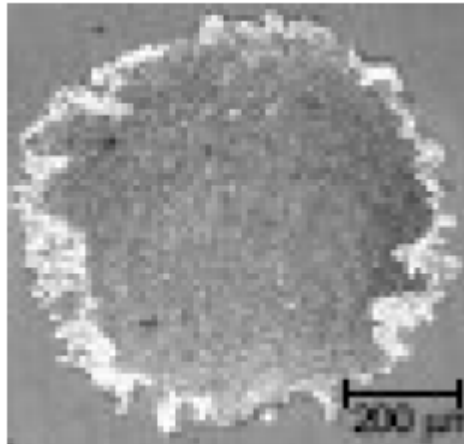


Figura 2. 2 - Forma de um pite em aço inoxidável (GRAVALOS, 2008)

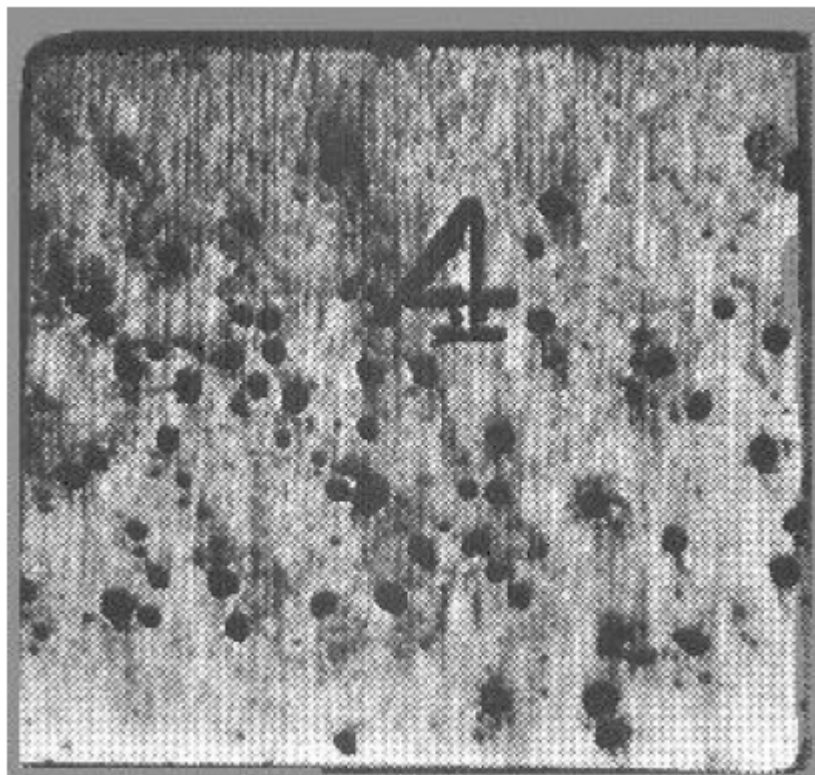


Figura 2. 3 - Pites formados na superfície (FONTANA, 1986)

A formação de pites ocorre nos metais na presença de íons cloreto. Os íons cloreto rompem a película passivada, localmente. Como as condições são de estagnação no interior do

pite, forma-se uma solução ácida que possibilita um rápido crescimento do pite para o interior do material (CALLISTER, 2002). A corrosão por pite nos aços inoxidáveis ocorre devido à deterioração do filme passivo e, então ocorre o desenvolvimento localizado de um ponto de corrosão catódica cercado por uma área catódica que permanece passiva (CURTIS, 2002).

A resistência à corrosão por pites e fendas é determinada principalmente pelo teor de cromo, molibdênio e nitrogênio do aço inoxidável. Como já abordado anteriormente, nos aços inoxidáveis duplex e super duplex, como é o caso do SAF 2507 (UNS 32750) estudado neste trabalho, a corrosão por pites depende do valor do PRE tanto na fase austenítica como na fase ferrítica. A fase com o menor valor de PRE será o limite de resistência à corrosão por pites real. O valor mínimo de PRE para o SAF 2507 é 42,5 (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008).

Um dos testes de corrosão por pites e fendas mais severos aplicados nos aços inoxidáveis é o descrito pela norma ASTM G48, que expõe o material a uma solução com 6% de cloreto de ferro $FeCl_3$ com e sem fendas (métodos A e B, respectivamente). A amostra fica exposta por um período de 24 horas. Quando os pites são detectados com perda substancial de peso (maior que 5 mg), o teste é interrompido. A figura 2.4, mostra as temperaturas críticas para a formação de corrosão por pites e fendas em aços inoxidáveis austeníticos, duplex e super duplex.

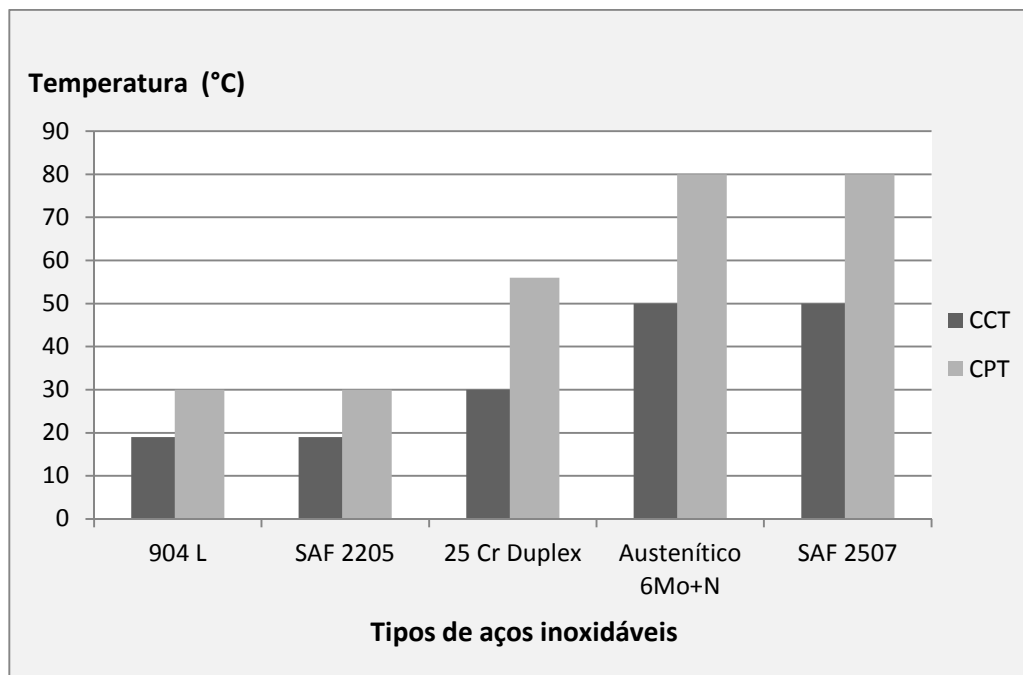


Figura 2. 4 - Temperatura crítica para a formação de corrosão por pites (CPT) e fendas (CCT) em diferentes aços inoxidáveis e duplex (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008)

2.2.3 - Histórico do desenvolvimento dos aços duplex e super duplex

A origem dos aços inoxidáveis duplex ocorreu na França por volta de 1933, quando um erro de adição de elementos de liga, durante a fusão de um aço inox do tipo 18%Cr – 9%Ni – 2,5%Mo na Companhia Jacob Holtzer, resultou em uma composição química contendo 20%Cr – 8%Ni – 2,5%Mo, que promoveu uma alta fração volumétrica de ferrita numa matriz austenítica.

Em 1937 foram patenteados os aços inoxidáveis duplex contendo cobre como elemento de liga, a fim de melhorar a resistência à corrosão em muitos meios agressivos. Esses materiais foram denominados "Novas Ligas Inoxidáveis". Já em 1940, outra patente foi registrada, dessa vez referente aos aços inoxidáveis duplex contendo cobre e molibdênio, descrevendo também um novo processo, que envolvia tratamento térmico na faixa de 400°C a 500°C, possibilitando o endurecimento desses materiais, sem afetar sua resistência à corrosão ou causar fragilidade. Durante o mesmo período (1930 – 1940), as pesquisas e as produções industriais de aços

inoxidáveis duplex foram realizadas paralelamente na Suécia, com os antecessores do material patenteado como 3 RE 60 SANDVIK (CHARLES J.; BERNHARDSSON, S, 1991). Nos Estados Unidos, foram encontrados registros da mesma época sobre aços inoxidáveis austeníticos contendo grandes frações volumétricas de ferrita. Assim, essa nova família de aços inoxidáveis foi estudada, patenteada e comercializada simultaneamente na França, Suécia e Estados Unidos. A “Compagnie des Ateliers et Forges de la Loire” desenvolveu o aço de grau UR 50, com uma estrutura bifásica δ/γ , cujo alto valor para o limite de escoamento (maior que 400MPa) e excelente resistência à corrosão fez dele o principal candidato para aplicações em campos tais como: produção de sal, refinamento de petróleo, indústria alimentícia, indústrias de papel e celulose, indústrias farmacêuticas, etc (MARTINS, CASTELETTI, 2006).

De 1950 a 1970 foram realizados extensivos estudos sobre trabalhabilidade a quente, soldabilidade e resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex, e sobre a resposta estrutural a tratamentos térmicos e termomecânicos. Entretanto, as aplicações industriais permaneceram, a princípio, limitadas e foi a crise do níquel no início dos anos 50 que os conduziu novamente à posição de interesse. O desconhecimento da metalurgia dos aços inoxidáveis duplex, especialmente com relação à necessidade de resfriamentos rápidos, ou mesmo, solubilização seguida de resfriamento em água, explica as baixas ductilidade e tenacidade das peças produzidas na época (MARTINS, CASTELETTI, 2006).

2.2.4 - Propriedades dos aços inoxidáveis duplex e super duplex

Os aços inoxidáveis austenítico-ferríticos têm microestruturas que consistem em frações aproximadamente iguais dessas duas fases. Apresentam uma combinação favorável das propriedades dos aços austeníticos e ferríticos: têm elevada resistência mecânica, boa tenacidade, resistência à corrosão muito boa em diversos meios e excelente resistência à corrosão sob tensão e à fadiga. Tal microestrutura e combinação de propriedades é obtida, em geral pelo aumento dos teores de cromo e molibdênio em relação aos aços austeníticos e com o aumento do teor de nitrogênio. Enquanto os três elementos aumentam a resistência à corrosão, o nitrogênio tem

efeito muito favorável sobre a resistência mecânica. Os aços inoxidáveis do tipo duplex são caracterizados por altos rendimento e resistência quando expostos a temperaturas que atinjam até 400° C, aproximadamente duas vezes a resistência dos austeníticos (SANDVIK COROMANT, 1996).

Uma distinção deve ser feita entre os tipos mais antigos de aços austenítico-ferríticos e os duplex desenvolvidos mais recentemente. As propriedades de alguns deles foram melhoradas por intermédio de um balanceamento cuidadoso da composição química. Os aços duplex geralmente apresentam resistência ao impacto mais baixa que os austeníticos e as ligas mais novas oferecem boa tenacidade a temperaturas moderadamente baixas, além de boa soldabilidade. O nitrogênio cumpre um papel importante para aumentar a soldabilidade. Esse é um resultado do balanceamento da composição química. (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008).

2.3 - Usinabilidade dos Aços Inoxidáveis

O termo usinabilidade, que é usado em inúmeros livros, artigos científicos e discussões, deve ser empregado para sugerir que há qualidades e propriedades dos materiais que podem ser claramente definidas ou medidas como uma indicação de qual a dificuldade de usinar os mesmos. Em outras palavras, é o grau de dificuldade de se usinar um material (DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2006). A usinabilidade, porém, é algo que pode ter diferentes significados dependendo do tipo de usinagem e produção, tipo de produtos, máquinas, operações, dados de corte, ferramentas, fluido de corte entre outros. Em algumas fábricas as exigências são por melhores condições de execução de uma rosca, outras furação e etc. Em alguns casos se opera com altas velocidades de corte em máquinas CNC de último modelo, em outros pode-se trabalhar com máquinas limitadas em termos de potência e com poucas alternativas para alteração dos dados de corte (SANDVIK COROMANT, 1996).

Na prática de usinagem, principalmente em algumas operações, o significado desse termo é claro e para ele podem ser atribuídas medidas numéricas de peças produzidas por hora, custo da

usinagem do componente, ou grau de qualidade no acabamento de uma superfície crítica. Dessa forma alguns problemas podem surgir pelo fato de existir uma grande variedade de operações, com diferentes critérios de usinabilidade. Um material pode apresentar boa usinabilidade de acordo com um critério, porém baixa usinabilidade se levado em conta outro aspecto. Isso pode ser devido ao simples fato de a operação de corte ter sido alterada, por conta de variações nas condições de corte ou mudança do material da ferramenta (*TRENT, 1991*)

Os principais critérios através dos quais se pode definir a usinabilidade de um material são:

- Vida da ferramenta
- Acabamento da superfície
- Taxa de remoção de material
- Esforço de corte/ Potência
- Quebra de cavacos
- Tendência à formação de arestas postiças

No meio industrial, é muito comum relacionar a usinabilidade diretamente à dureza do material, esquecendo-se assim alguns outros fatores que terão ampla influência no desempenho de uma ferramenta na usinagem. A seguir estão as principais propriedades dos materiais influentes na usinabilidade:

Dureza e resistência mecânica: Valores baixos de dureza e resistência mecânica normalmente favorecem a usinabilidade. Quando, porém, se tem materiais muito dúcteis (materiais que se deformam muito plasticamente antes de se romperem), a baixa dureza pode causar problemas, pois facilita a formação de aresta postiça de corte. Nesses casos, é bom que a dureza seja aumentada através do trabalho a frio (*DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2006*).

Ductilidade: Baixos valores de ductilidade são geralmente benéficos para a usinabilidade. A formação de cavacos curtos é facilitada, havendo menor perda de energia com o atrito cavaco-superfície de saída da ferramenta. Porém, em geral, consegue-se baixa ductilidade com alta dureza e vice-versa. Uma usinabilidade ótima se obtém com um compromisso entre dureza e ductilidade (*DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2006*).

Condutividade Térmica: Uma alta condutividade térmica do material usinado significa que o calor gerado pelo processo é rapidamente retirado da região de corte pelo cavaco e pela peça e, assim, a ferramenta não é excessivamente aquecida e, conseqüentemente, não se desgasta tão rapidamente. Então, uma alta condutividade térmica favorece a usinabilidade do material. Deve-se considerar que quando o material não tem alta condutividade térmica e, por isso, retém boa parte do calor gerado, é necessário que haja uma refrigeração eficiente, com a finalidade de se evitar excessiva dilatação térmica da peça e com isso, dificuldade na obtenção de tolerâncias apertadas. (SANDVIK COROMANT, 1994).

Taxa de Encruamento: Quando metais são deformados plasticamente, eles aumentam sua resistência. A esse fenômeno dá-se o nome de encruamento. O nível de encruamento depende da taxa de deformação e da habilidade do material a encruar. Uma alta taxa de encruamento significa que a dureza e resistência do material são bastante aumentadas, para um determinado nível de deformação plástica. Se o material possui uma alta taxa de encruamento, ele exige maior energia para a formação do cavaco (valor alto da pressão específica de corte) e conseqüente baixa usinabilidade, o que ocasiona um substancial aumento de dureza em uma camada fina da superfície usinada. Por causa de elevadas taxas dureza e encruamento, os aços inoxidáveis duplex fazem com que as vidas das ferramentas sejam reduzidas, ou que o tempo de fabricação seja maior, quando comparadas às classes austeníticas. Aços inoxidáveis duplex apresentam limite de escoamento tipicamente em torno de duas vezes o dos austeníticos não ligados a nitrogênio e sua taxa de encruamento inicial é no mínimo comparável à dos aços inoxidáveis austeníticos comuns (IMOA, 2009).

A figura 2.5 mostra o comportamento do super duplex em relação à dureza e alongamento, conforme a variação de tensão de deformação e da porcentagem da área do trabalho a frio.

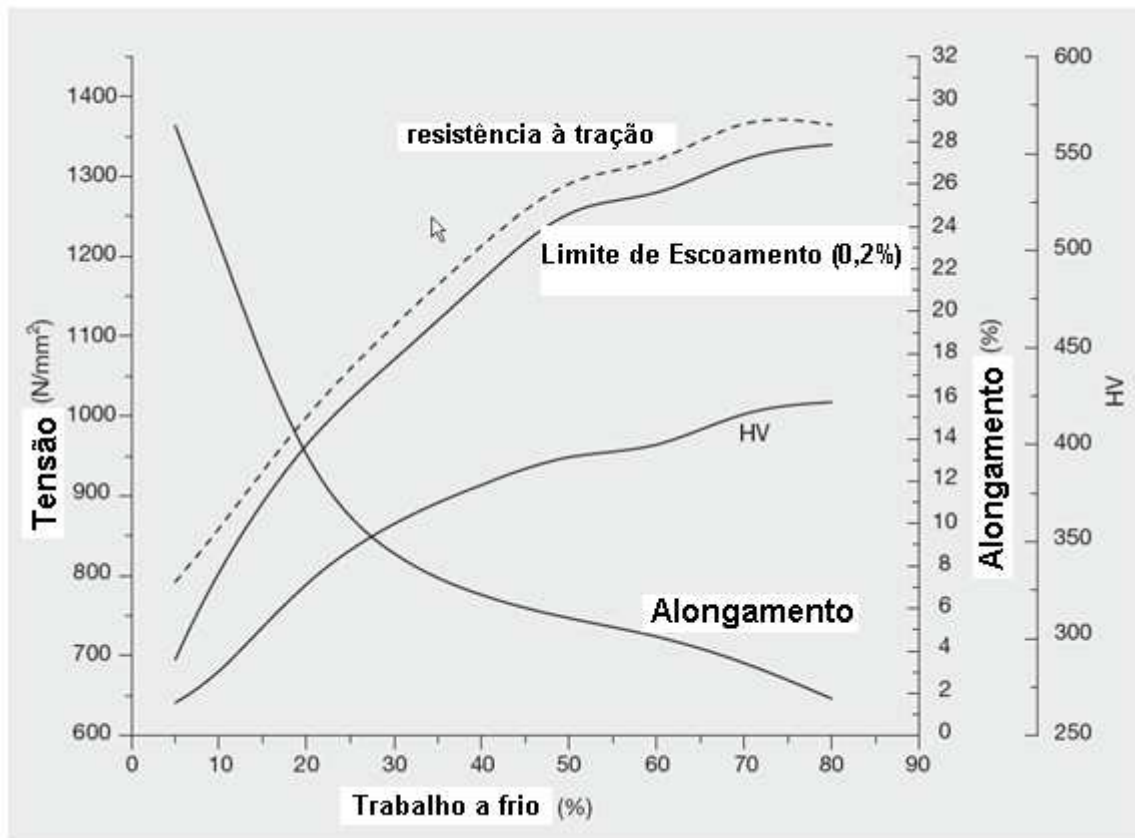


Figura 2. 5 - O efeito do trabalho a frio nas propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex 2205 (IMOA, 2009)

As altas taxas de encruamento fazem dos aços inoxidáveis duplex materiais de difícil usinabilidade, requerendo tempos maiores para o seu processamento através da usinagem (IMOA, 2009). A figura 2.5 mostra que de acordo com o aumento da tensão aplicada no material, que na usinagem pode ser considerada a pressão de corte, e também ao aumento da área porcentual trabalhada ou usinada da peça em relação à sua dimensão total, proporciona-se endurecimento da superfície através do encruamento. Na figura 2.6, vê-se o aumento da tensão de escoamento dos diferentes tipos aços inoxidáveis, conforme o porcentual de trabalho a frio. De acordo com a representação gráfica, é possível concluir que a tensão de escoamento do super duplex, já superior à do aço inoxidável austenítico do tipo 316, aumenta quando trabalhada a frio continuando a crescer com o aumento do porcentual de área trabalhada da peça.

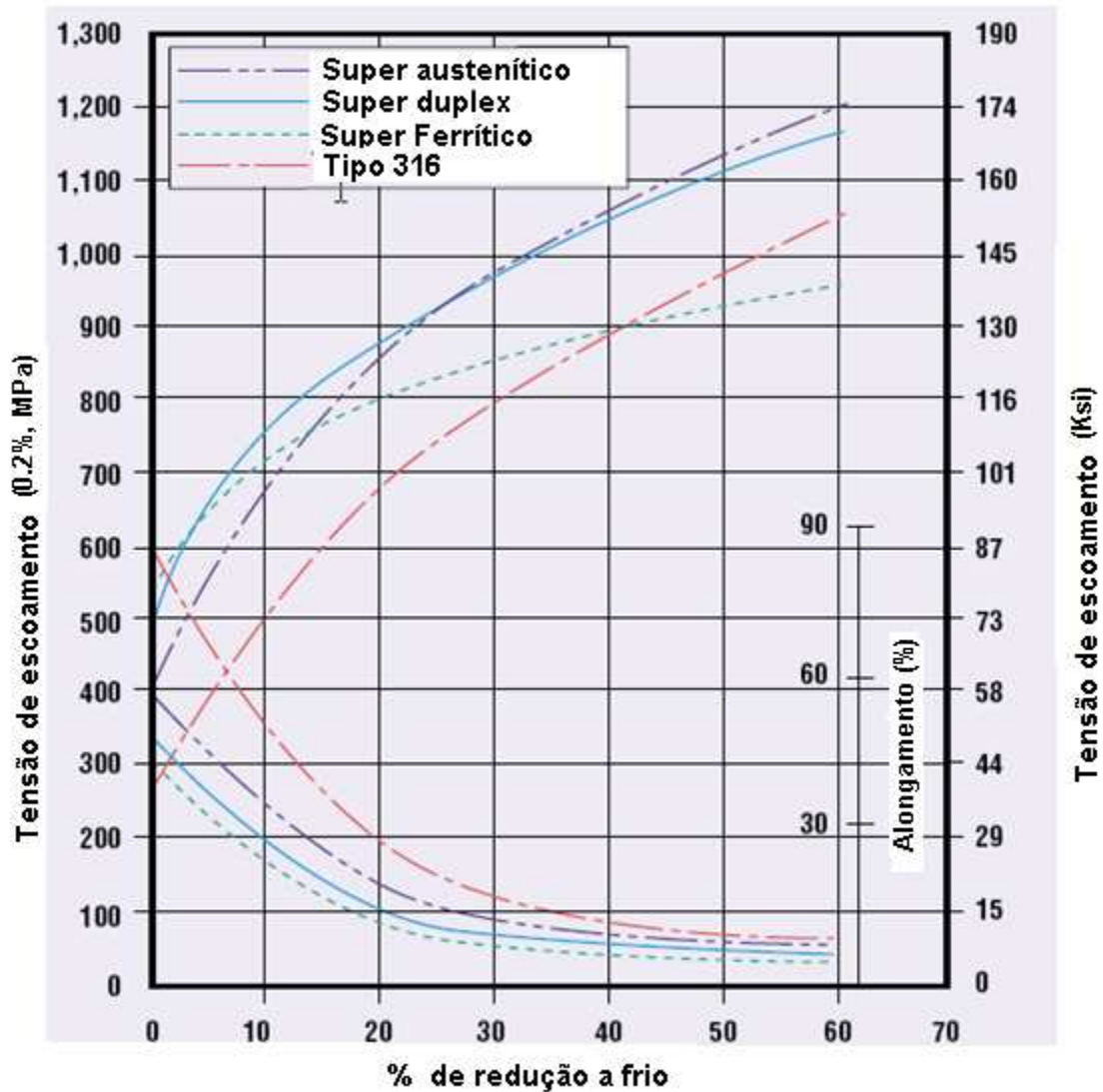


Figura 2. 6 - Efeito do trabalho a frio na dureza e ductilidade dos aços inoxidáveis ferrítico, austenítico e duplex de alto desempenho, comparados ao austenítico do tipo 316 (IMO, 2009)

Durante sua pesquisa sobre a usinagem de aços inoxidáveis super austeníticos, Gravalos (2008) mediu a dureza Vickers do ASTM A351/351M CN-3MN logo após a usinagem em operações de torneamento em desbaste e acabamento. Na figura 2.7, tem-se os resultados de microdureza ao longo da amostra, sendo que o primeiro ponto medido encontrava-se a aproximadamente 15 μ m da superfície da peça e os outros pontos medidos eram progressivamente mais distantes da periferia do material. A velocidade de corte utilizada foi de 60 m/min.

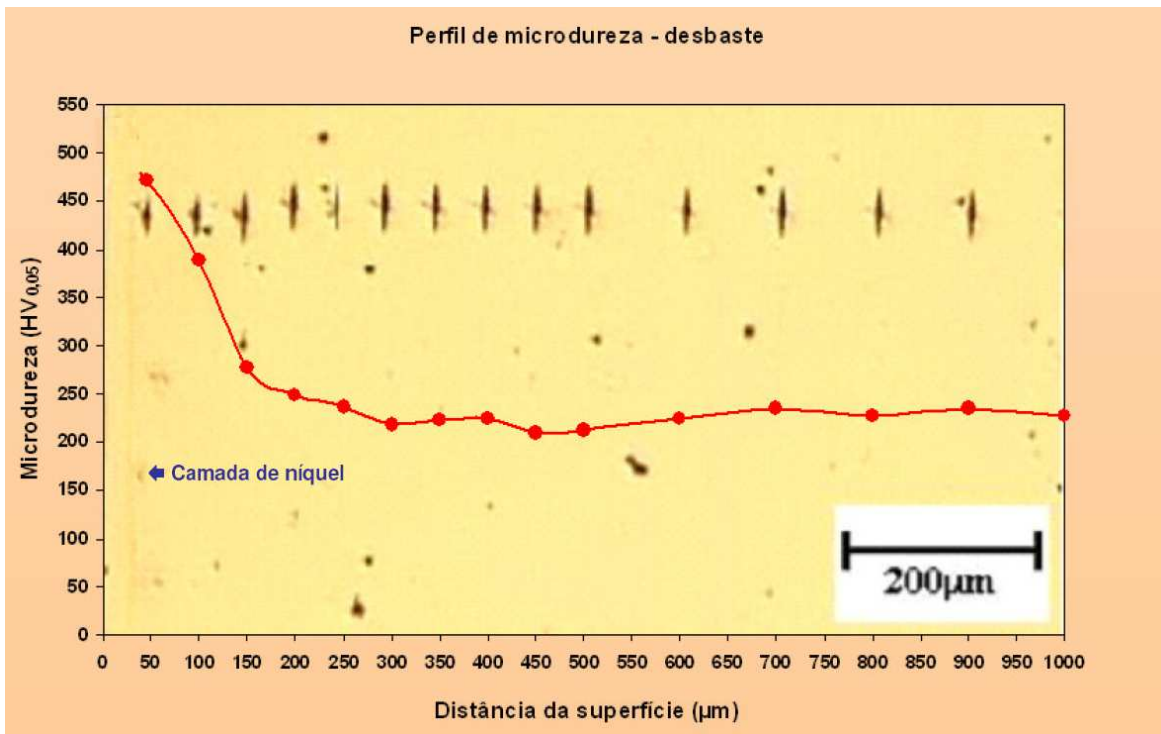


Figura 2.7- Perfil de microdureza de uma amostra de aço super austenítico após o torneamento de desbaste a 60 m/min (GRAVALOS, 2008)

Na figura 2.7 pode-se observar que a região mais próxima à superfície, portanto mais próxima da região torneada, apresentou maior endurecimento por trabalho após a usinagem. Neste caso, a dureza na região encruada é aproximadamente duas vezes superior à dureza encontrada no núcleo do material. Vê-se também que o torneamento modificou a dureza de uma camada de cerca de 250 µm de espessura.

Também, devido à alta taxa de encruamento, a formação da aresta postiça fica facilitada (DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2006). A usinabilidade também depende de muitas variáveis do processo de usinagem. Algumas delas podem influenciar na avaliação do grau de dificuldade de usinar. São elas:

- Rigidez de ferramentas e fixações
- Geometria e tipo de material da ferramenta
- Tipo de fluido de corte
- Operação de usinagem

A usinabilidade do aço inoxidável varia consideravelmente de acordo com as famílias de ligas existentes (ASM, 1990). A figura 2.8 mostra uma comparação de usinabilidade entre alguns dos seus diferentes tipos .

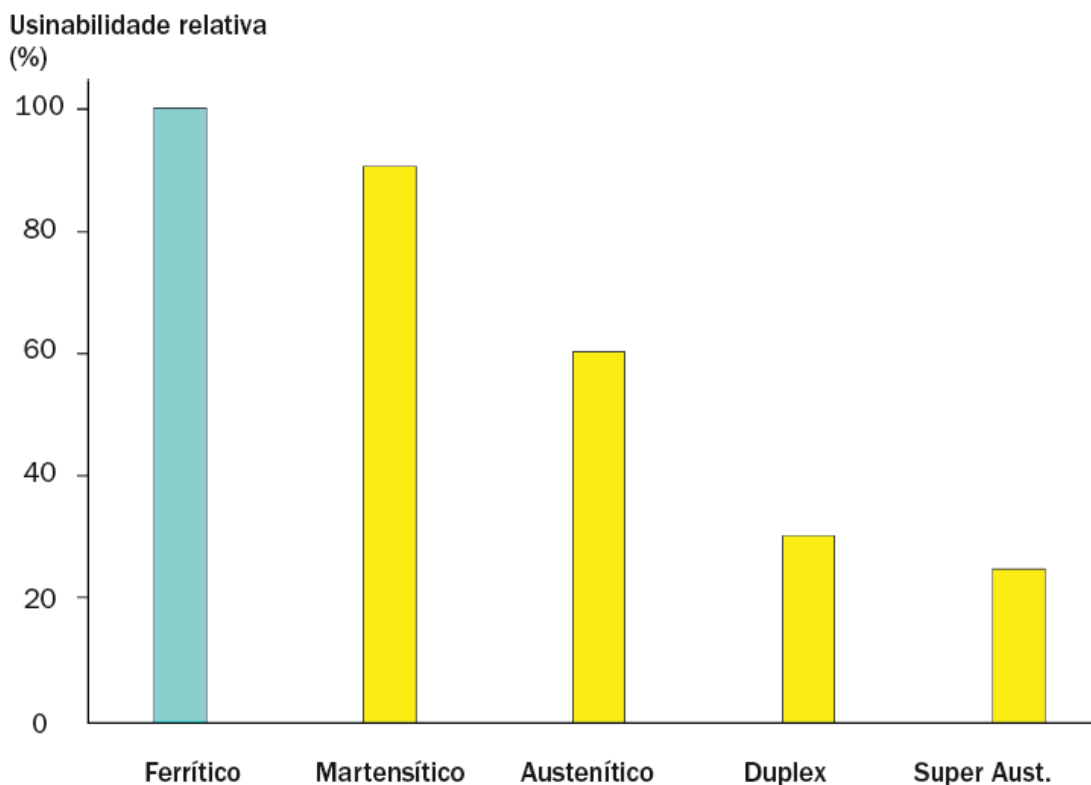


Figura 2.8 - Usinabilidade relativa dos aços inoxidáveis (SANDVIK COROMANT, 2009)

Os aços inoxidáveis ferríticos, que na usinagem, se assemelham aos aços de baixa liga em relação à quebra de cavacos e desempenho da ferramenta, têm grau de usinabilidade 100%, o que indica maior facilidade para usiná-lo e maior vida da ferramenta em comparação à usinagem dos outros tipos de inox. Já para o aço duplex é citado o grau 30%, portanto o segundo mais difícil de usar conforme a representação gráfica. O aço super duplex (objeto de estudo neste trabalho e que não aparece na representação gráfica) é um tipo de aço inoxidável ainda mais difícil de ser usinado em comparação ao duplex, isto é, tende a apresentar menor vida da ferramenta e maiores esforços de corte quando comparado aos outros.

Os aços inoxidáveis apresentam propriedades específicas que influenciam na usinabilidade da seguinte forma:

- As altas taxas de encruamento, comumente atribuídas aos aços inoxidáveis austeníticos, podem levar a modificações mecânicas e comportamento heterogêneo nas superfícies usinadas, que podem resultar em formação instável de cavacos e vibrações, além de acabamentos superficiais ruins (SAOUBI, 1999). Além disso, altas taxas de encruamento geram maiores esforços de corte e menores vidas das ferramentas de usinagem.

- Aços inoxidáveis são normalmente reconhecidos por sua baixa condutividade térmica, que é de aproximadamente 25% a de um aço comum (NEVES, 2003), e pela alta tendência ao encruamento (KORKUT, 2004; PARO, HÄNNINEN, KAUPPINEN, 2001). Isso significa que menor parte do calor gerado será dissipada através do cavaco e da peça, e um maior percentual do calor será dissipado pela ferramenta, aumentando sua temperatura e, conseqüentemente, facilitando seu desgaste.

- Alta resistência à fratura (tenacidade), e alta ductilidade, fazem com que haja maior dificuldade para a quebra, de cavacos o que também influencia na tendência a baixa qualidade superficial (JANG, 1996)

- Altos valores de resistência mecânica, que aumentam os esforços de corte e prejudicam a vida da ferramenta, devido ao alto calor gerado na usinagem;

- Os aços inoxidáveis em geral apresentam tendência a formação de arestas postizas de corte que, diferentemente dos outros aços, podem aparecer em velocidades de corte mais elevadas, por conta da alta ductilidade e das altas taxas de encruamento. A presença de aresta postiça prejudica a obtenção de bons acabamentos (PARO, HÄNNINEN, KAUPPINEN, 2001).

- Alto coeficiente de dilatação térmica, o que torna difícil a manutenção de tolerâncias apertadas e alto coeficiente de atrito, que tem como consequência, o aumento do esforço e do calor gerado.

- Alta afinidade química que esse grupo de materiais apresenta com elementos presentes na composição de ferramentas. Os aços inoxidáveis reagem com a maioria dos

materiais utilizados na construção de ferramentas de corte (LIN, 2002). Resumindo, a alta resistência mecânica, a alta taxa de encruamento, a alta ductilidade e a baixa condutividade térmica incentivam diversos mecanismos de desgaste da ferramenta como difusão, abrasão (ambos incentivados pela alta temperatura da ferramenta), “*attrition*”, aresta postiça de corte (incentivados pela ductilidade do material) e desgaste de entalhe gerado pela rebarba, o que faz com que se tenha vidas de ferramenta mais curtas quando da usinagem destes materiais do que quando se usina um aço comum (KORKUT, 2004).

O grau de dificuldade de se usinar os aços inoxidáveis varia consideravelmente entre seus diversos tipos. Há que se lembrar de que a melhoria da usinabilidade não pode ser feita às custas do prejuízo de outras propriedades, como por exemplo resistência à corrosão e à tração que, na maior parte das vezes, são inversamente proporcionais à usinabilidade. Apesar das características apresentadas até o momento serem bastante comuns na usinagem de aços inoxidáveis, não é possível generalizá-las para todos os tipos existentes. Devido à grande diversidade, a usinagem pode ser mais fácil ou mais difícil, de acordo com a microestrutura, dureza e teor dos elementos de liga. A microestrutura afeta a usinabilidade em maior escala que a dureza (CHUMBINHO, ABRÃO, 2002).

2.3.1 - Usinabilidade de Aços Duplex

Os aços inoxidáveis duplex possuem resistência ao escoamento tipicamente em torno de duas vezes maior que os tipos de aços inoxidáveis austeníticos sem nitrogênio. Os aços inoxidáveis duplex modernos tendem a ser mais difíceis de usinar em virtude dos altos teores de austenita e nitrogênio. O aumento dos teores de liga diminuem significativamente a usinabilidade (PARO, HÄNNINEN, KAUPPINEN, 2001).

A usinabilidade relativa é geralmente baixa, em torno de 30% daquela obtida nos aços inoxidáveis ferríticos, em virtude da alta tensão de escoamento e da alta resistência à tração. Um teor mais alto de ferrita, acima de 60%, melhora a usinabilidade. Os cavacos formados são

resistentes e abrasivos para as ferramentas, principalmente nas superfícies de saída, o que ocorre principalmente nos tipos com maior teor de liga, como é o caso do super duplex, que podem gerar altas forças de corte além do usual lascamento causado pelo impacto dos cavacos (SANDVIK COROMANT, 2010). As dificuldades na usinagem de aço inoxidável duplex tendem a ser grandes, pois a usinabilidade do material é frequentemente comparada com o seu PRE (PARO, HÄNNINEN, KAUPPINEN, 2001). De fato, a maior parte das ações que, durante a fabricação, visam aumentar a resistência à corrosão por pites, afetam a usinabilidade. Com isso, altas forças de corte são exigidas e o rápido desgaste da ferramenta é comum durante a usinagem de duplex (IMOJA, 2009).

Os aços inoxidáveis duplex são produzidos com teores de enxofre mais baixos possíveis (IMOJA, 2009). Por isso há pouca contribuição deste elemento para a quebra de cavacos. Em outras ligas de aços inoxidáveis, o enxofre combina-se com o manganês para formar partículas de sulfeto de manganês que contribuem para a quebra do cavaco, diminuem o coeficiente de atrito e, com isso, aumentam a usinabilidade da liga. A geração de calor é muito alta durante o corte, o que pode causar deformação plástica e craterizações severas.

A estrutura bifásica dos aços inoxidáveis do tipo duplex, contribui para induzir vibrações durante o corte do material, aumentando ainda mais os problemas como a dificuldade para a obtenção de acabamentos satisfatórios e, conseqüentemente, contribui para redução da vida da ferramenta. Além das fases estarem aleatoriamente distribuídas, cada fase possui características e propriedades diferentes e cada uma influencia de maneira diferente para a formação do cavaco e retirada de material durante o corte. (BORDINASSI, 2006). Outro fator que pode ser citado como um agente que dificulta a usinagem do duplex é a força de corte específica, que costuma ser mais elevada que a dos outros tipos de aços inoxidáveis, devido aos maiores valores de tensão de escoamento e tensão de ruptura. Com isso há a necessidade de máquinas de maior potência, além de maior rigidez nas fixações de peças e ferramentas, para conter a tendência à vibração decorrente do processo.

Os mecanismos de desgaste da ferramenta mais comuns são abrasão e difusão, incentivados pela alta temperatura de corte, que causam os desgastes de flanco e cratera. O desgaste do tipo entalhe, no fim do contato da ferramenta com a peça (fim da profundidade de

usinagem), também ocorre devido à oxidação, causada pela diferença de temperaturas entre a região da ferramenta em contato com a peça e a região vizinha, fora do corte e também causada pelo contato com as rebarbas do corte altamente encruadas. A alta ductilidade faz com que o material comprimido do cavaco, forme uma rebarba ao fim da profundidade de usinagem. Como alta taxa de encruamento é também uma das propriedades deste tipo de material, esta rebarba é bastante dura e cria um efeito de sulcamento nesta região da ferramenta, gerando grande desgaste de entalhe (BIERMANN, HEILMANN, 2009). Deformação plástica e lascamentos causados pelos impactos dos cavacos também são observados. Ângulos de posição pequenos são preferíveis para evitar o desgaste tipo entalhe e a formação de rebarbas, pois essas ferramentas aumentam o comprimento de contato entre ferramenta e peça, melhorando a distribuição de calor e dos esforços. (SANDVIK COROMANT, 2010) .

Por essas razões os aços inoxidáveis duplex são materiais mais difíceis de se usinar comparados aos aços inoxidáveis austeníticos similares da série 300. A figura 2.9, mostra a comparação de usinabilidade de algumas classes de aços inoxidáveis duplex (S32101, 2304, 2205) , super duplex (2507) e também austenítico (316).

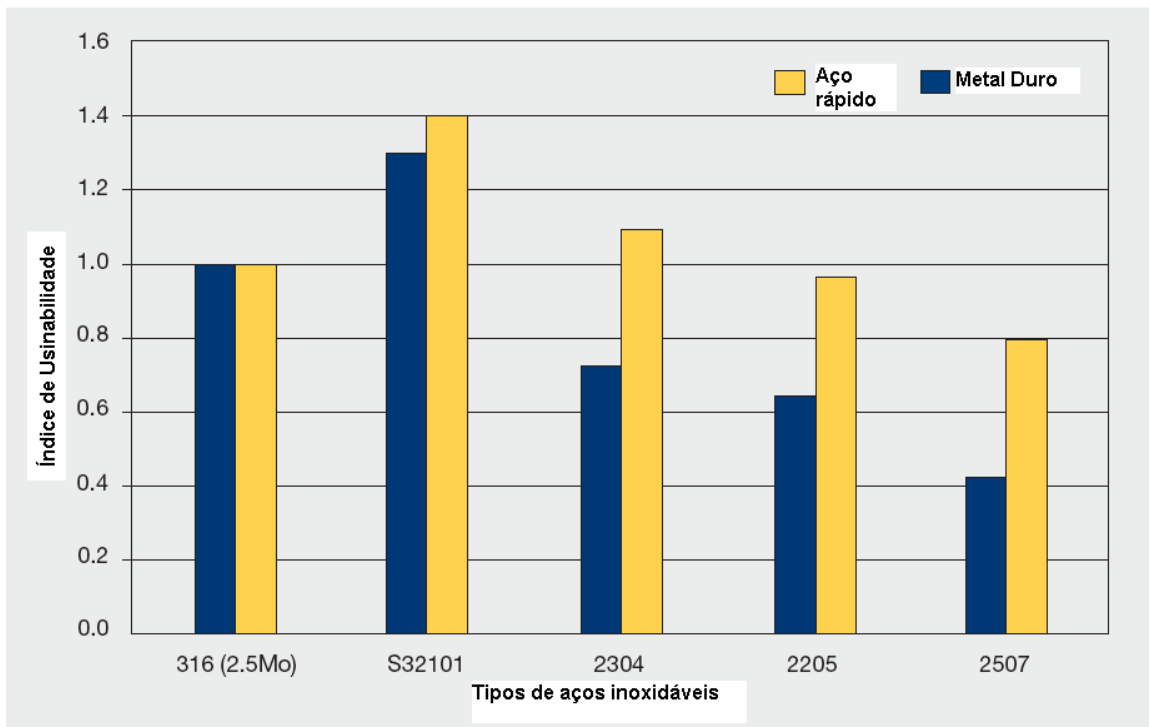


Figura 2.9 - Comparação de usinabilidade das diferentes ligas de aços inoxidáveis com ferramentas de metal duro e aço rápido (IMOA, 2001)

O objetivo de se utilizar de propriedades dos aços inoxidáveis mais adequadas às suas respectivas aplicações, especialmente com microestrutura austenítica ou duplex, impõe desafios à usinagem que podem ser representados por alta tendência a adesão em altas velocidades de corte, alta temperatura e também endurecimento do material. Além disso, as altas tenacidade e ductilidade levam a quebras de cavacos inadequadas, aumentando a formação de rebarbas. Em torneamento de aços inoxidáveis, a formação de rebarbas é muito importante porque influencia não só no processamento e qualidade da peça, mas também no desgaste da ferramenta. Uma conexão direta entre desgaste de entalhe e a formação de rebarbas é perceptível em operações de torneamento.

A figura 2.10, mostra o princípio da ligação entre a formação de rebarbas e o desgaste do tipo entalhe separado em três etapas. As etapas individuais do processo são ilustradas durante o torneamento de aço inoxidável de microestrutura duplex.

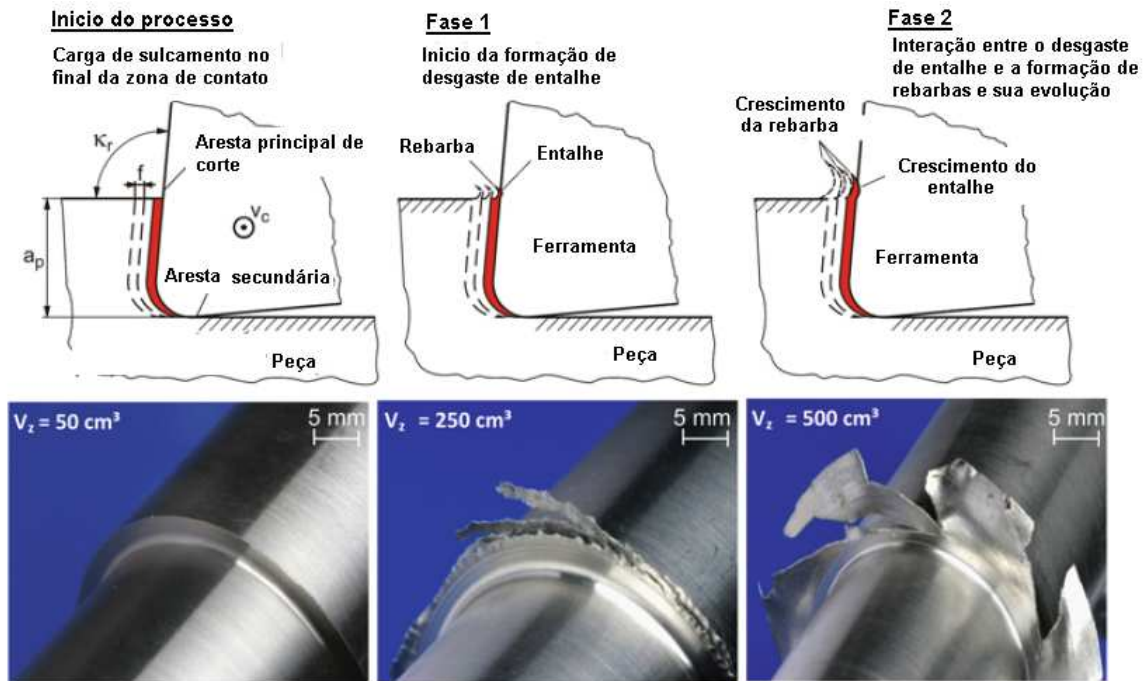


Figura 2.10 - Sequência de formação das rebarbas de aços inoxidáveis duplex (BIERMANN, HEILMANN, 2009)

A zona de contato linear entre material da peça e da ferramenta no fim da área de atrito gera uma carga de ranhuramento ou sulcamento. Na usinagem de materiais que apresentam tendência de encruamento, o efeito descrito é reforçado pelo aumento de dureza do material.

Essas cargas podem desenvolver desgaste do tipo entalhe na pastilha, mesmo se o material da ferramenta e da cobertura apresentarem alta resistência ao desgaste. Nesta fase uma área deformada plasticamente na aresta principal de corte, na parte final da zona de contato entre o material e a ferramenta, é criada. Uma rebarba surge do lado da peça usinada, porém o crescimento é pequeno. Na segunda etapa, a rebarba causa um aumento do desgaste que ultrapassa as camadas de cobertura chegando ao substrato. Isso resulta na fadiga do metal duro. Portanto, há uma interação entre a formação de rebarbas e o aparecimento do desgaste de tipo entalhe, assim como o aumento de ambos. A consequência desse efeito é o crescimento progressivo da rebarba. Os altos valores de entalhe e cargas induzidas pela formação de rebarbas levam a pastilha a danos significativos. O mecanismo descrito gera uma área deformada plasticamente no final da zona de contato da aresta principal de corte. O início e o

desenvolvimento da formação de rebarbas, dependem de forma significativa das propriedades do material da peça, da ferramenta e dos parâmetros de corte. Devido à alta tenacidade à fratura e baixa condutividade térmica, alta ductilidade e alta taxa de encruamento, a formação de rebarbas é característica da usinagem de aços inoxidáveis de microestrutura austenítica e duplex (BIERMANN, HEILMANN, 2009).

2.3.2 - Boas práticas para usinagem de Duplex

Para a usinagem produtiva do aço inoxidável duplex é necessário o atendimento dos seguintes requisitos:

- Utilizar máquinas potentes e rígidas que proporcionem fixação segura das ferramentas e das peças. (Forças de corte para operações similares são tipicamente maiores nos duplex em comparação com os aços austeníticos)
- Minimizar as vibrações mantendo o comprimento da ferramenta o mais curto possível
- Optar por uma geometria de aresta que proporcione um equilíbrio entre a agudeza da aresta e resistência adequada
- Processar a usinagem de maneira que a ferramenta trabalhe com profundidade de corte abaixo da camada encruada pelos passes anteriores
- Adequar velocidade de corte a fim de evitar arestas postiças e desgaste rápido de flanco
- Substituir a ferramenta em intervalos programados para assegurar aresta de corte “viva”
- Usar fluido de corte abundante
- Utilizar pastilhas de metal duro revestidas e com geometria de quebra-cavacos positiva (IMOA, 2009)
- Ângulos de posição menores que 90 graus trazem benefícios. As rebarbas duras e espessas podem conduzir as ferramentas de ângulos maiores ao desgaste de entalhe rapidamente (SANDVIK COROMANT, 1994)

A figura 2.11, mostra alguns exemplos de geometrias de quebra-cavacos próprias para usinagem de aços inoxidáveis duplex, além de outras ligas.

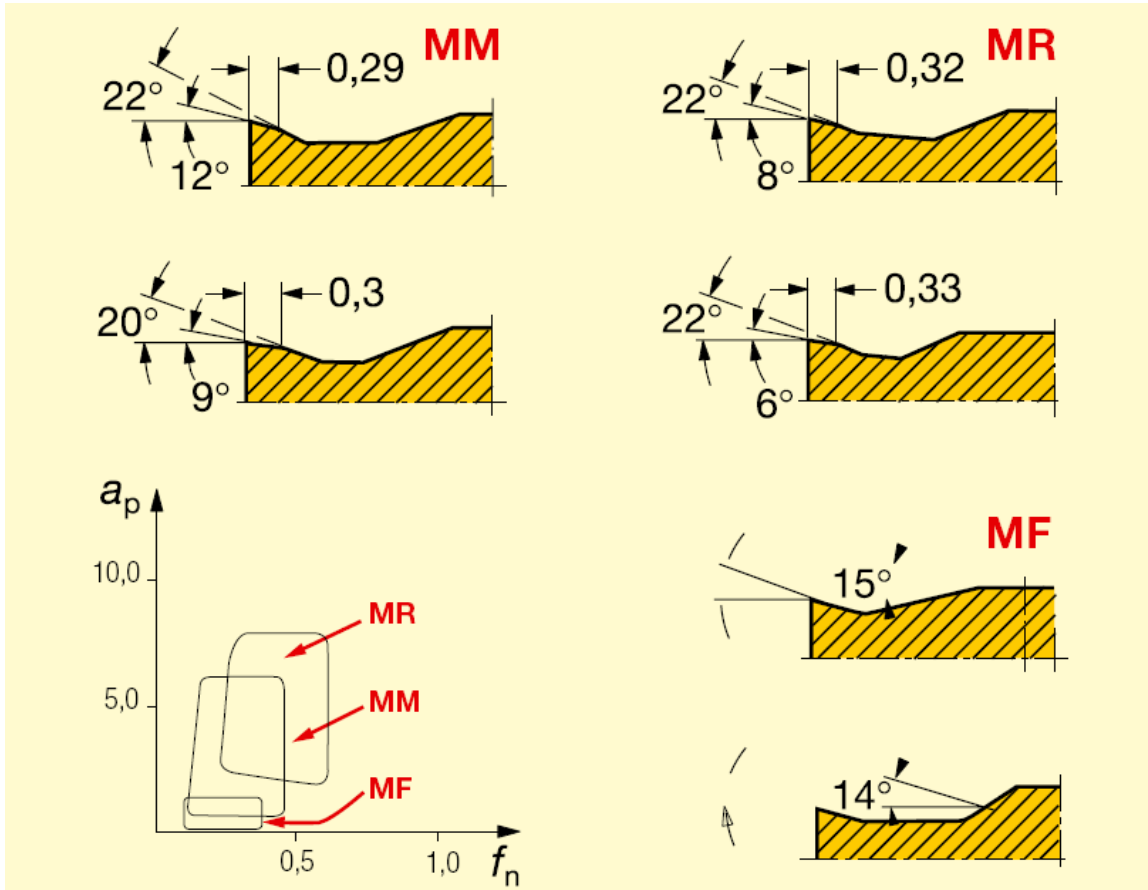


Figura 2.11- Geometrias de quebra cavaco das pastilhas para usinagem de aços inoxidáveis. -MR para desbaste, -MM para usinagem média e -MF para acabamento (SANDVIK COROMANT, 2006)

2.3.3 – As influências da usinagem na resistência à corrosão

A resistência à corrosão é a propriedade que possibilita a aplicação dos aços inoxidáveis super duplex em condições em que se exige alta estabilidade, como em ambientes corrosivos.

Esta propriedade se deve à formação da camada de passivação, que se forma graças à afinidade química existente entre o oxigênio (presente no ar ou na água) e alguns elementos da composição do aço inox, especialmente o cromo. O produto dessa reação é a formação de um oxi-hidróxido de cromo e ferro, sendo que na região mais próxima ao meio ambiente predomina um hidróxido e na região mais próxima à superfície metálica se forma uma camada de óxido, que com o decorrer do tempo aumenta e enriquece o filme passivo, aumentando a resistência à corrosão (EUROINOX, 2007).

O processamento do material pode influenciar no desempenho apresentado em aplicação. A integridade da superfície é um dos mais importantes pontos levados em conta durante a usinagem (SHAW, 2005). Nas operações de acabamento, a rugosidade geralmente é medida para obter-se informações sobre a qualidade da superfície, que é um dos fatores que influenciam na resistência à corrosão e à fadiga. A grandeza, a orientação e o grau de irregularidade superficial podem dar indicações sobre as causas, como por exemplo vibrações de máquina, peça ou ferramenta, desgastes da ferramenta ou até o método de conformação para a obtenção do componente (GRAVALOS, 2008).

Hassotis (2006) investigou em ligas de aço ao carbono, a relação entre a resistência à corrosão por pite e a rugosidade obtida pelo processo de torneamento em diferentes condições de corte. As superfícies usinadas foram submetidas a um teste por imersão que acelerava a corrosão, e depois foram analisadas em um estereoscópio que revelou que os corpos exibiram diferentes comportamentos de acordo com as condições de usinagem. Eles identificaram uma correlação entre a resistência à corrosão e os parâmetros de rugosidade; mostraram que a perda de massa está relacionada com a rugosidade e concluíram a importância da seleção dos parâmetros de corte apropriados para o controle da corrosão (GRAVALOS, 2008).

Os pites ocorrem quando o filme de óxido protetivo é quebrado em pequenos pontos isolados. A taxa de ataque tende a aumentar devido às diferenças no potencial elétrico entre os arredores da superfície passiva e o pite ativo. Esta ação é acentuada pela presença de soluções salinas. Uma superfície lisa, livre de pequenos pites ou pequenas depressões localizadas, reduz o potencial para a formação de pites (SHAPA, 2000).

2.4 - Coberturas de ferramentas

Nos últimos anos as pastilhas de metal duro com cobertura têm sido bastante utilizadas. A principal finalidade das camadas depositadas é aliar a resistência ao desgaste da camada superior que entra em contato com o cavaco e a peça, com a tenacidade característica do núcleo da pastilha de metal duro. Assim consegue-se, em muitos casos, aumentar bastante a vida da ferramenta além de diminuir os esforços de corte (DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2008).

De um modo geral, pode-se dizer que as pastilhas revestidas apresentam algumas das seguintes vantagens em relação às pastilhas sem cobertura:

- Maior vida
- Elevada capacidade para trabalhar com velocidades de corte mais altas
- Maior resistência ao desgaste do tipo entalhe, causado pela oxidação
- Habilidade para produzir acabamentos em materiais dúcteis com menor formação de aresta postiça de corte. (SANDVIK COROMANT, 1994)

O tipo de revestimento superficial tem extrema importância no desempenho das ferramentas de usinagem. Os principais processos de deposição destas camadas são a deposição química a vapor (CVD – *chemical vapor deposition*) e a deposição física a vapor (PVD – *physical vapor deposition*). Estes processos serão descritos a seguir, já que, nos experimentos deste trabalho, utilizou-se ferramentas recobertas com estes 2 tipos de processos.


2.4.1 - CVD - Deposição Química de Vapor (*Chemical Vapour Deposition*)

A deposição química de vapores para gerar camadas de cobertura é o um processo que envolve reações químicas de gases num substrato em alta temperatura. Este processo, pode proporcionar a deposição de materiais de alta pureza com controle estrutural em escalas atômicas ou nanométricas (CHOY, 2000).

A maior parte das pastilhas CVD consiste em pelo menos duas diferentes camadas de materiais, sendo mais comuns a de carbonitreto de titânio (TiCN) e óxido de alumínio (Al₂O₃). Uma camada externa de nitreto de titânio (TiN) é também muito utilizada. A espessura total de camada pode variar entre 4 e 20 µm, dependendo de cada aplicação e também do tipo de material da ferramenta.

A camada interna de TiCN proporciona alta resistência ao desgaste por abrasão e, durante a fabricação, atua como elemento que promove a adesão das camadas de cobertura do metal duro com o núcleo, enquanto o Al₂O₃ oferece alta estabilidade química e térmica necessárias em temperaturas elevadas como as geradas durante o processo de usinagem, o que aumenta a resistência à abrasão e previne contra craterização. A regra “quanto mais espessa, melhor a proteção” se aplica às duas camadas, porém isso também leva a uma redução da tenacidade da aresta, ou seja, quanto maior a espessura das camadas, mais frágil a aresta, possibilitando trincas mecânicas, lascamentos e quebras. O TiN é reponsável pela redução do coeficiente de atrito entre a pastilha e o cavaco, e apresenta pouca tendência à difusão com os aços (DINIZ, COPPINI, MARCONDES, 2008). Em relação às propriedades, pode-se dizer que a dureza é um dos fatores que contribuem para a maior resistência aos diferentes tipos de desgaste.

Tabela 2.2- Comparação entre as propriedades das camadas de cobertura das pastilhas CVD (SANDVIK COROMANT, 1994)

	Hv	Br	Bo	CoF	VB	KT	T
TiC	3000	●◐	●	●	●	●◐	●
Al ₂ O ₃	2300	●	●◐	●◐	●◐	●	●◐
TiN	2200	●	●	●	●◐	●◐	●
TiCN		●◐	●	●◐	●	●◐	●

A tabela 2.2, compara algumas das características das camadas de revestimento, onde:

Hv	= Dureza medida em Vickers
Br	= Barreira contra reações químicas para evitar a difusão
Bo	= Capacidade de adesão da camada ao substrato
CoF	= Coeficiente de atrito
VB	= Resistência ao desgaste de flanco
KT	= Resistência ao desgaste de cratera
T	= Tenacidade

Os substratos das pastilhas revestidas com o CVD apresentam maior granulometria que o das pastilhas PVD, o que confere a elas um comportamento mais seguro na usinagem, mesmo quando sofrem com excesso de desgaste de flanco ou deformação plástica. A razão é que a taxa de deformação em substratos mais grosseiros é mais lenta comparada à que ocorre em substratos microgrão.

O processo CVD apresenta, em geral, os seguintes benefícios:

- Capacidade de produzir camadas de alta pureza
- Deposição uniforme de camadas com boa repetibilidade e adesão e espessuras razoavelmente elevadas.
- Custo de produção reduzido em relação ao PVD.
- Flexibilidade para a deposição de diferentes produtos químicos como halogenetos, e hidretos, metais orgânicos que possibilitam a utilização de um grande grupo de materiais como metais, carbonetos, nitretos, óxidos, sulfetos entre outros (CHOY, 2000).
- Capacidade de trabalhar por longos tempos em corte com altas velocidades e taxas de avanço (SANDVIK COROMANT, 2008), por apresentar maior resistência às altas temperaturas geradas com dados de corte elevados.
- Resistência superior ao calor, o que faz dessas pastilhas primeira opção na usinagem de materiais duros e ferros fundidos.
- Camadas mais espessas e substratos razoavelmente tenazes, conferem às classes ampla área de aplicação na usinagem da maior parte dos materiais.

Porém, o uso de ferramentas com coberturas CVD apresenta os seguintes inconvenientes:

- As ferramentas são mais sensíveis à rebarbas, lascamentos causados impactos dos (martelamento) de cavacos e, em alguns casos, ao desgaste do tipo entalhe. Esses padrões de desgaste são frequentemente encontrados quando se faceia a peça em direção ao centro, de forma repetitiva em cantos que terminam em superfícies a 90°, em materiais encruáveis como aços inoxidáveis e ligas resistentes ao calor.
- O processo CVD não pode ser utilizado com o objetivo de revestir pastilhas com arestas agudas (vivas), porém confere desempenho confiável para arestas com até 25 µm de raio de aresta.
- Não costuma funcionar bem em baixos avanços (abaixo de 0.1mm/rot.) devido à pouca agudeza da aresta.

2.4.2 PVD - Deposição Física de Vapor (*Physical Vapour Deposition*)

O Processo PVD é utilizado para a deposição de camadas de materiais e pode ocorrer por evaporação, bombardeamento (*sputtering*), ou a *laser*, para condensar as camadas na superfície do substrato formando um filme. A aplicação da técnica de revestimento PVD, proporciona uma grande variedade de aplicações, desde decorativa, até visando o aumento de resistência ao desgaste (BUNSHAH, 2001).

As ferramentas recobertas pelo processo PVD compreendem desde ferramentas com camadas únicas até estruturas multicamadas, sendo mais comum a de nitreto de titânio e alumínio (TiAlN). A espessura em torno de 1–5 µm proporciona excelente tenacidade da aresta em combinação com boa resistência ao desgaste de flanco. Porém, devido à baixa espessura de camada, a resistência ao calor é menor que nas pastilhas CVD. Para prevenir deformação plástica, e/ou desgaste de cratera, os dados de corte como velocidade de corte e avanço são também menores que aqueles utilizados com ferramentas recobertas pelo processo CVD. Por outro lado, as camadas finas produzidas a partir do processo PVD, proporcionam arestas de corte mais

afiadas, o que é importante quando se usina materiais muito dúcteis, como o alumínio e o aço inoxidável austenítico (DINIZ, COPPINI, MARCONDES, 2008).

As coberturas PVD não são efetivas apenas na redução dos desgastes, mas também influenciam na obtenção de bons acabamentos de superfície, aumento de produtividade e redução da necessidade do uso de lubrificantes (BUNSHAH, 2001). Substratos de classes PVD para acabamento são geralmente de granulação fina ou microfina, com dureza suficiente para ampliar a resistência ao calor. Em conjunto com a baixa espessura de camada, este fator proporciona boa resistência ao calor e tenacidade da aresta. A tabela 2.3, compara as características das camadas empregadas com mais frequência no processo de cobertura PVD.

Tabela 2.3 - Comparação entre as propriedades das camadas de cobertura das pastilhas PVD (OERLIKON BALZERS, 2012)

Material de Revestimento	TiN	TiCN	TiCN+TiN	TiAlN
Dureza Vickers	2300	3000	3000	3300 - 3500
Coeficiente de atrito	0,4	0,4	0,4	0,4
Espessura de camada	1- 4 µm	1- 4 µm	1- 5 µm	1- 5 µm

Observa-se na tabela 2.3, que a dureza é o fator de maior variação, enquanto o coeficiente de atrito é basicamente o mesmo para as coberturas citadas.

O processo PVD apresenta, em geral, os seguintes benefícios:

- Esta tecnologia pode ser aplicada em arestas muito afiadas sendo que não há limitações. As arestas mais vivas podem ter arestas com raios de arredondamento menores que 10 µm (pastilhas de tolerância E).
- Linha de aresta tenaz (faz das pastilhas PVD mais adequadas para operações em que pastilhas CVD sofrem com rebarbas, martelamento de cavacos ou desgaste do tipo entalhe)
- Funciona bem em avanços e profundidades de corte muito baixos devido à agudeza da aresta

Porém, o uso de ferramentas com coberturas PVD tem os seguintes inconvenientes:

- O calor é normalmente uma restrição. Com isso a velocidade de corte e o avanço devem ser mantidos em níveis baixos. Porém dependendo da aplicação e do material, dados de corte mais elevados podem ser utilizados.

- O aumento dos desgastes de flanco ou cratera também proporciona aumento do calor na usinagem, o que leva à deformação plástica da aresta de corte. Por essa razão, as ferramentas PVD apresentam menor segurança quando o fim de vida da ferramenta é atingido. Devido à alta taxa de deformação de substratos microgrão, há um rápido desgaste da aresta. Portanto para manter a segurança da produção, as pastilhas PVD devem ser utilizadas até 80% de sua máxima vida útil. (SANDVIK COROMANT, 2008).

2.4.3 - Aplicações na usinagem de aços inoxidáveis de baixa usinabilidade

De acordo com Sandvik Coromant, as classes com cobertura CVD, M15, M25 e M35, são recomendadas para a usinagem de super duplex, foco deste trabalho. Bordinassi (2006), testou a aplicação de classes CVD M15, M25 e M35 na usinagem do super duplex fundido ASTM A890 GR 6A com e sem refrigeração. A usinagem foi realizada em operação de desbaste, condição na qual as ferramentas testadas foram expostas a superfícies irregulares, com cascas abrasivas. A variação dos dados de corte ocorreu conforme mostra a tabela 2.4.

Tabela 2.4 - Dados de corte utilizados por Bordinassi (2006) em usinagem de super duplex fundido

Aresta	Vc (m/min)	Fluido de corte	Pastilha	Compr. de peça usinado [mm]	Volume de material removido [cm³]	Volume de material removido em função do tempo [cm³/min]	tempo total de corte [min]
1	80	não	2015-MR	420	438,1	80,0	5,48
2	110	não	2015-MR	360	375,5	110,0	3,41
3	80	sim	2015-MR	30	31,3	80,0	0,39
4	110	sim	2015-MR	60	62,6	110,0	0,57
5	80	não	2015-MM	420	438,1	80,0	5,48
6	110	não	2015-MM	360	375,5	110,0	3,41
7	80	não	2035-MM	180	187,7	80,0	2,35
8	80	sim	2035-MM	150	156,5	80,0	1,96
9	80	sim	2035-MM	180	187,7	80,0	2,35
10	80	sim	2035-MM	150	156,5	80,0	1,96

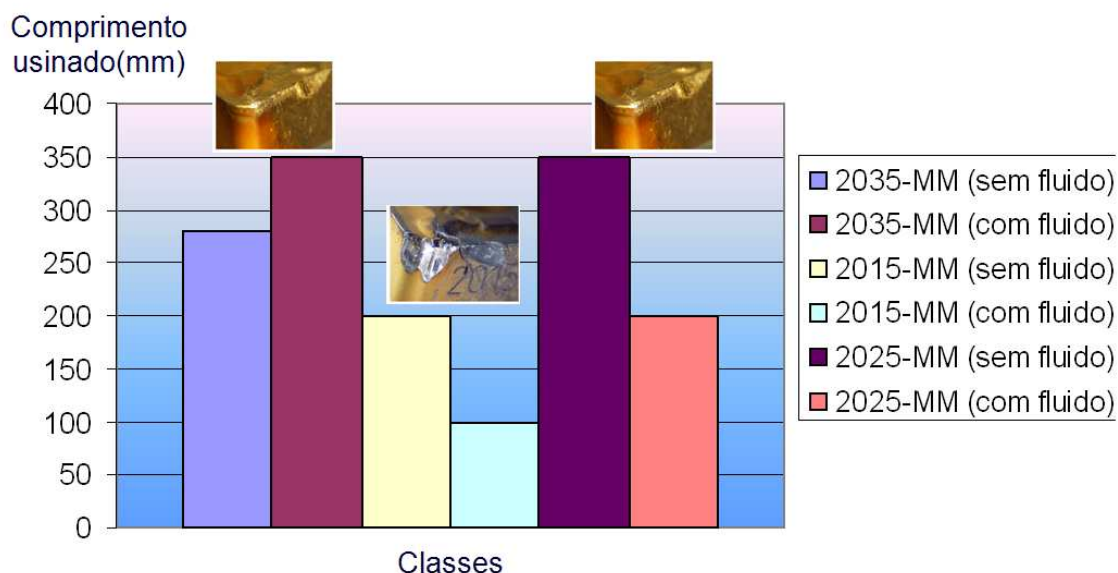


Figura 2. 12- Comprimentos usinados pelas pastilhas CVD M15 (GC 2015), M25(GC 2025) e M35(2035) em usinagem de super duplex. Os melhores resultados foram obtidos utilizando a M35 com refrigeração e a M25 sem refrigeração

Na figura 2.12, são mostrados os resultados obtidos. Quanto à utilização das classes para essas condições de usinagem, Bordinassi (2006) fez as seguintes observações:

- O uso de refrigeração prejudicou a classe GC 2015 (CVD M15) porém foi benéfico para o desempenho da GC 2035 (CVD M35)
- Baixo desempenho da classe GC 2015 (CVD M15) na usinagem também sem refrigeração, pode ter sido causado pelas altas temperaturas atingidas que podem ter dado origem a trincas térmicas, seguidas por trincas mecânicas causadas pelo impacto dos cavacos.
- A classe GC2035 (CVD M35) apresentou os melhores resultados na usinagem com refrigeração. Já trabalhando sem fluido os resultados foram aceitáveis.
- A classe GC2025 (CVD M25) apresentou melhor desempenho usinando sem refrigeração atingindo a vida útil da classe GC2035 (CVD M35) em usinagem com refrigeração .

Com relação à usinabilidade foram tiradas as seguintes conclusões:

- Desgaste do tipo entalhe é típico da usinagem de super duplex e foi encontrado em todos os ensaios.
- Em termos de usinabilidade, o super duplex deve ser tratado como uma liga resistente ao calor.
- Considerando a maioria das aplicações de aços inoxidáveis duplex e super duplex, a melhor classe para usinagem de peças fundidas é GC 2035 (CVD M35).

2.5 - Fluidos de Corte

Conforme Ruffino e Ferraresi (1977), a função do fluido de corte é introduzir uma melhoria no processo de usinagem dos metais, que poderá 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:

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

Durante o corte se desenvolve uma grande quantidade de calor devido à energia necessária para deformação do cavaco e à energia gerada pelo atrito ferramenta-peça e cavaco-ferramenta. Este calor gerado precisa ser reduzido e/ou extraído de ferramenta e peça, principalmente a fim de minimizar o desgaste da ferramenta, a dilatação térmica (e com isso se obter tolerâncias apertadas na peça) e o dano térmico à estrutura superficial da peça. A geração de calor pode ser reduzida (lubrificação) com a diminuição do coeficiente de atrito. Se isto acontecer, não somente a geração de calor é diminuída, mas também os esforços e a potência de corte. Isto tem sido levado a cabo com o desenvolvimento de novos materiais para ferramenta (ou camadas de cobertura), com o desenvolvimento de materiais de peça com usinabilidade

melhorada ou com a utilização de fluidos de corte com capacidade lubrificante (DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2008).

Mesmo com todo esforço para redução do calor no processo de usinagem, o calor continua sendo gerado, ocorrendo em menor ou maior escala, dependendo dos fatores como as condições de usinagem, máquina, material da peça e etc. Esse calor deve ser extraído da região de corte, da peça e da ferramenta (refrigeração), para evitar efeitos danosos. Para que o fluido de corte, seja um bom refrigerante, é necessário que apresente algumas características tais como:

- Baixa viscosidade a fim de que flua facilmente
- Capacidade de “molhar” bem o metal a ponto de estabelecer um bom contato térmico
- Alto calor específico e alta condutividade térmica
- Redução do coeficiente de atrito entre a ferramenta e o cavaco
- Expulsão do cavaco da região de corte
- Capacidade de proporcionar melhor acabamento da peça usinada
- Capacidade de refrigerar a máquina-ferramenta (FERRARESI,1977)

A lubrificação permite uma redução do coeficiente de atrito entre o cavaco e ferramenta (principalmente, pois é na superfície de saída da ferramenta que se desenvolvem as maiores temperaturas, devido à zona de aderência) e peça , que facilita o fluxo de cavaco, reduzindo a força e a potência de corte (DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2006).

O fluido penetra entre as superfícies em contato através do fenômeno da capilaridade, ajudado pela vibração entre a ferramenta, peça e cavaco. Se o fluido lubrificante não conseguir chegar à região de corte, ele não vai conseguir ter efeito lubrificante. Devido a isso, a ação lubrificante fica prejudicada quando se aumenta a velocidade de corte (e conseqüentemente a velocidade de saída do cavaco), pois para o fluido chegar à região de corte é necessário que ele seja impulsionado com alta pressão, o que vai exigir dele, dentre outras características , que não vaporize quando submetido a essas pressões altas. Em processos de usinagem com corte interrompido como o fresamento, a lubrificação é facilitada, pois a própria aresta de corte recebe

o fluxo de fluido em seu período inativo em cada revolução e transporta o fluido para o contato com o cavaco e peça durante o período ativo. Já a refrigeração neste tipo de processo, em geral prejudica a vida da ferramenta devido ao aumento da variação da temperatura da aresta em cada revolução que o fluido proporciona. Portanto, se algum fluido de corte for utilizado em operações de fresamento, deve-se preferir fluidos com características lubrificantes e não refrigerantes.

Os tipos de fluidos podem ser classificados da seguinte maneira (DINIZ, MARCONDES, COPPINI, 2008) :

- Ar
- Tipos Aquosos: Água
 Emulsões
 Solução
- Óleos: Óleos mineirais
 Óleos graxos
 Óleos compostos
 Óleos de extrema pressão

A escolha do tipo de fluido a ser utilizado dependerá dos fatores que serão influentes na severidade da operação de usinagem, tais como as condições de corte, material da peça, material da ferramenta, tipos de operação entre outros. Mais especificamente sobre a usinagem de aços inoxidáveis, é recomendável que se utilize os óleos do tipo EP (Extrema Pressão) que apresentam em sua composição elementos que fazem com que os mesmos suportem as altas pressões e temperaturas sem vaporizar. Além disso, esses óleos dificultam o empastamento dos cavacos nas ferramentas.

2.6 - Refrigeração com altas pressões

O uso de refrigeração com alta pressão é uma técnica que pode ser empregada em operações de usinagem de materiais tais como aços inoxidáveis e materiais resistentes ao calor, como por exemplo as ligas à base de níquel e o titânio entre outras matérias-primas consideradas de baixa usinabilidade. Porém, no ambiente industrial é comum a utilização da refrigeração de maneira convencional, direcionando um tubo que libera o refrigerante para a zona de corte. Muitas vezes a simples injeção de refrigerante na zona de corte pode não ser suficiente para a obtenção de resultados satisfatórios na usinagem. Para que seja feita uma aplicação mais eficiente do fluido, pode se optar pela refrigeração por meio de jatos de alta pressão direcionados na região onde se forma o cavaco. Esses jatos, quando controlados em fluxo laminar, encurtam o comprimento de contato entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta.

Dessa forma, a refrigeração pode ter maior influência na geração, distribuição e dissipação do calor, assim como no desenvolvimento do desgaste da ferramenta, além de atuar também na formação e quebra dos cavacos. Isso se torna ainda mais importante na usinagem de materiais de baixa usinabilidade, em que o controle de calor e cavacos exige de providências extras (SANDVIK COROMANT, 2010).

Para possibilitar a utilização da refrigeração com alta pressão, é necessário que haja uma estrutura adequada para a implementação do sistema. As máquinas devem ser preparadas com tubulações resistentes à passagem dos fluidos refrigerantes, bombas de alta pressão, que devem ser apropriadas para garantir o fornecimento de pelo menos 70 bars à região de corte, além do sistema de fixação da ferramenta que deve ser seguro o suficiente para permitir a passagem do fluido sem prejudicar a sua própria estabilidade.

Industrialmente, nos dias de hoje, é possível encontrar máquinas que trabalhem com sistemas que atinjam até 1000 bars de pressão de fluido. Nesse caso é comum usar-se o termo “ultra alta pressão”. O conceito de refrigeração com alta pressão pode ser encarado como uma solução para o alcance de altas velocidades de corte, com baixas temperaturas e desgaste

enquanto as forças de corte/ potência permanecem em níveis razoáveis. (KAMRUZZAMAN, 2007).

Conforme mostra a figura 2.13 , existem três direções para a aplicação do fluido de corte (SHAW, 1984) . Na posição A, o fluido de corte é direcionado por sobre o cavaco, o método mais utilizado quando a refrigeração é feita da maneira convencional. Já na posição B, o jato é direcionado entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, situação que foi utilizada na execução dos testes durante este trabalho. Na posição C, a refrigeração é dirigida à região entre a peça e a superfície de folga da ferramenta.

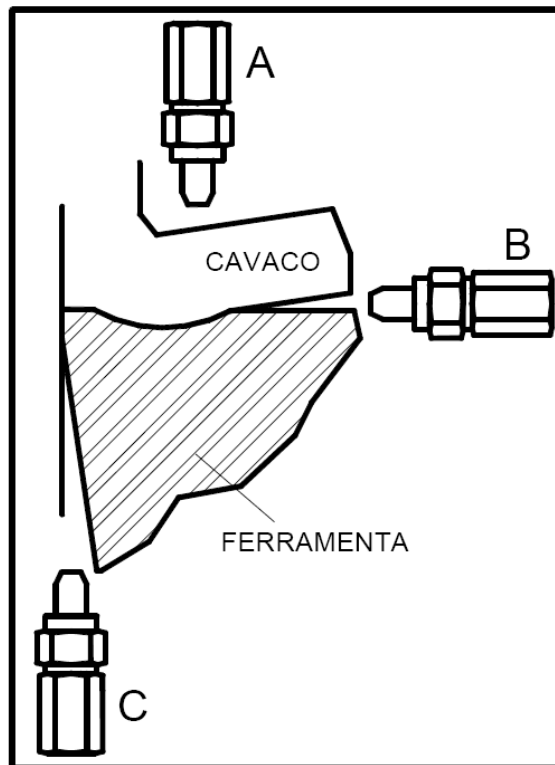


Figura 2. 13- As três direções do jato de refrigeração (SHAW, 1984)

Uma técnica comum para refrigeração em alta pressão é direcionar o fluxo do jato para a região entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta conforme mostra a figura 2.13 (SØRBI, 2008) . O jato de refrigerante formará uma cunha entre o cavaco e a superfície de saída, o que reduz o comprimento de contato cavaco/ferramenta (KAMINSKI, ALVELID, 2000). O

calor do atrito é reduzido e o efeito de refrigeração é aprimorado. O fluxo do jato também afeta o fluxo de cavacos, melhorando a sua quebra (CRAFOORD, KAMINSKI, LAGERBERG, LJUNGKRONA, WRET LAND, 1999).

Comparada à refrigeração convencional, o jato de alta pressão faz com que o desgaste da ferramenta provocado por difusão seja significativamente reduzido (SØRBI, 2008).

Também é possível um aumento de aproximadamente 50% da velocidade de corte, com a mesma vida útil da ferramenta, nesses exemplos. A quebra inadequada de cavacos é um problema comum na usinagem de materiais dúcteis. O uso dos jatos de refrigerante com alta pressão para realizar a quebra dos cavacos é um método estabelecido no torneamento desses materiais desde 1981 (RASCH, VIGELAND, 1981). A força do fluxo do jato de refrigerante na interface cavaco-ferramenta pode quebrar eficientemente cavacos longos em fragmentos menores. Os resultados obtidos com refrigeração em alta pressão e um sistema de quebra de cavacos dependem de um grande número de parâmetros, como, por exemplo, o diâmetro do bocal, a pressão do refrigerante, a direção do fluxo do jato, o ponto de impacto do fluxo do jato e a distância do bocal até a aresta de corte, além dos parâmetros de corte.

Em virtude desse elevado número de parâmetros, e também devido ao problema de definir e mensurar diversos deles, é difícil estabelecer uma base de conhecimento para o uso da refrigeração em alta pressão. Além disso, a literatura normalmente não contém informações adequadas sobre o jato de refrigerante (SØRBI, 2008).

Sandvik Coromant (2010) recomenda aplicar o fluxo de fluido perpendicularmente e o mais próximo possível da aresta de corte.

Há diferentes soluções de projeto para porta-ferramentas para sistemas de refrigeração de alta pressão. Para fins de pesquisa, frequentemente são utilizados bocais externos montados no suporte de ferramentas ou próximo a ele. Para aplicações industriais, o sistema de alta pressão deve ser compatível com o sistema de troca de ferramentas e o refrigerante deve ser fornecido por meio de canais na unidade de fixação. Aspectos especiais devem ser levados em consideração para a concepção de sistemas confiáveis, à prova de vazamentos.

2.7 - Estudos de Caso

Alguns artigos técnicos, citam a aplicação de refrigeração de alta pressão na usinagem de materiais de baixa usinabilidade tais como titânio, aços inoxidáveis e outros materiais.

O objetivo do presente trabalho é estudar a utilização desse sistema na usinagem de aço inoxidável super duplex, aplicação sobre a qual não foi encontrada nenhuma referência até o momento de publicação desse trabalho.

Os casos relatados a seguir apresentam semelhanças quando comparados à usinagem de aços inoxidáveis duplex, e que podem servir como base para a aplicação do sistema no aço inoxidável super duplex, foco desse trabalho.

Caso 1

A figura 2.14, mostra um estudo (SANDVIK COROMANT, 2010), que trata da usinagem de aço inoxidável austenítico 316L, que apresenta algumas similaridades, em termos de usinabilidade, com o super duplex, tais como alta ductilidade e alta taxa de encruamento, fatores que foram abordados no item que trata da usinabilidade de aços inoxidáveis.

A ferramenta utilizada foi a pastilha de metal duro com cobertura CVD, losangular de 80°, negativa, classe ISO M25 e código CNMG120408-MM 2025. O desempenho, em termos de volume de remoção de cavaco (cm³), para condições de usinagem sem refrigeração, com refrigeração de baixa e de alta pressão, estão mostrados na figura.

CNMG 120408-MM 2025 - a_p 2.5 mm, f_n 0.3 mm/rot

Total de material – Q (cm³)

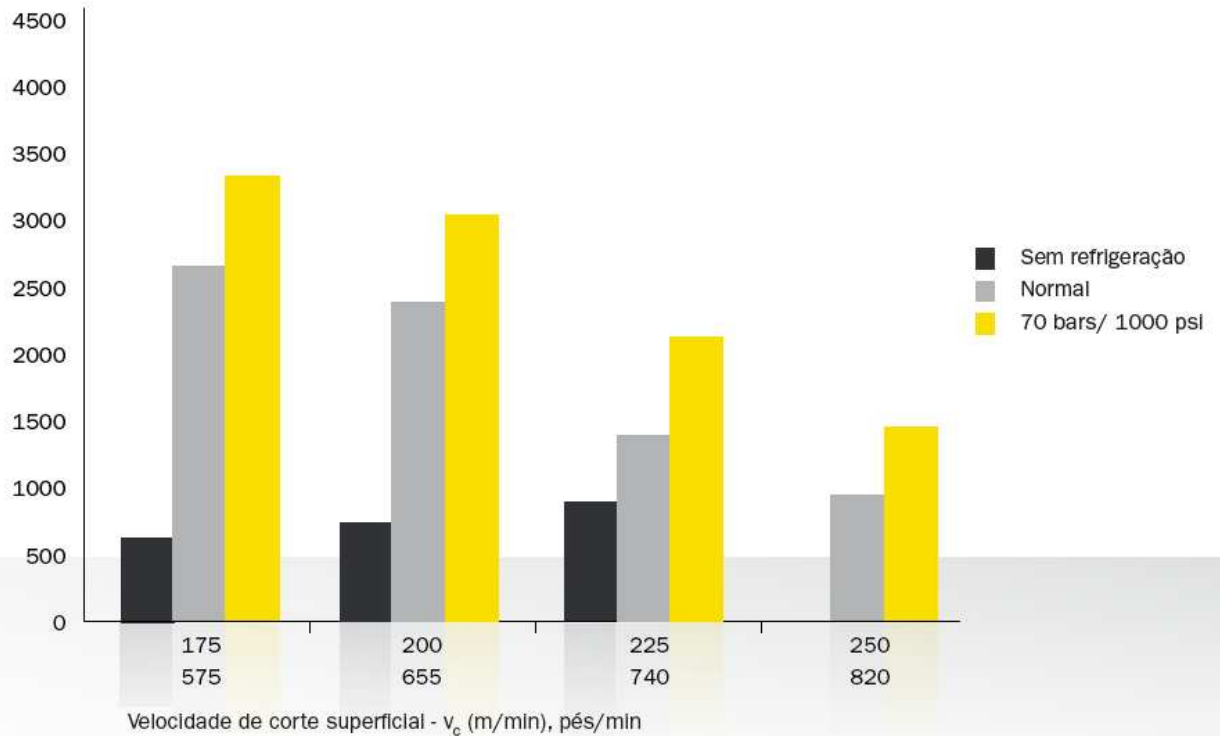


Figura 2. 14- Desempenho da pastilha CNMG 120408-MM 2025, durante a usinagem de aço austenítico 316L, sem refrigeração, com baixa e com alta pressão de refrigeração (SANDVIK COROMANT, 2010)

É possível observar que para qualquer velocidade de corte utilizada durante os ensaios, a refrigeração de alta pressão representou maior vida de ferramenta em volume de cavaco removido.

Na figura 2.15, é possível comparar a quebra de cavacos durante a usinagem desse mesmo material, com refrigeração de baixa pressão e com 70 bars. Pode-se ver nesta figura que a refrigeração em alta pressão contribuiu bastante para a formação de cavacos menores.

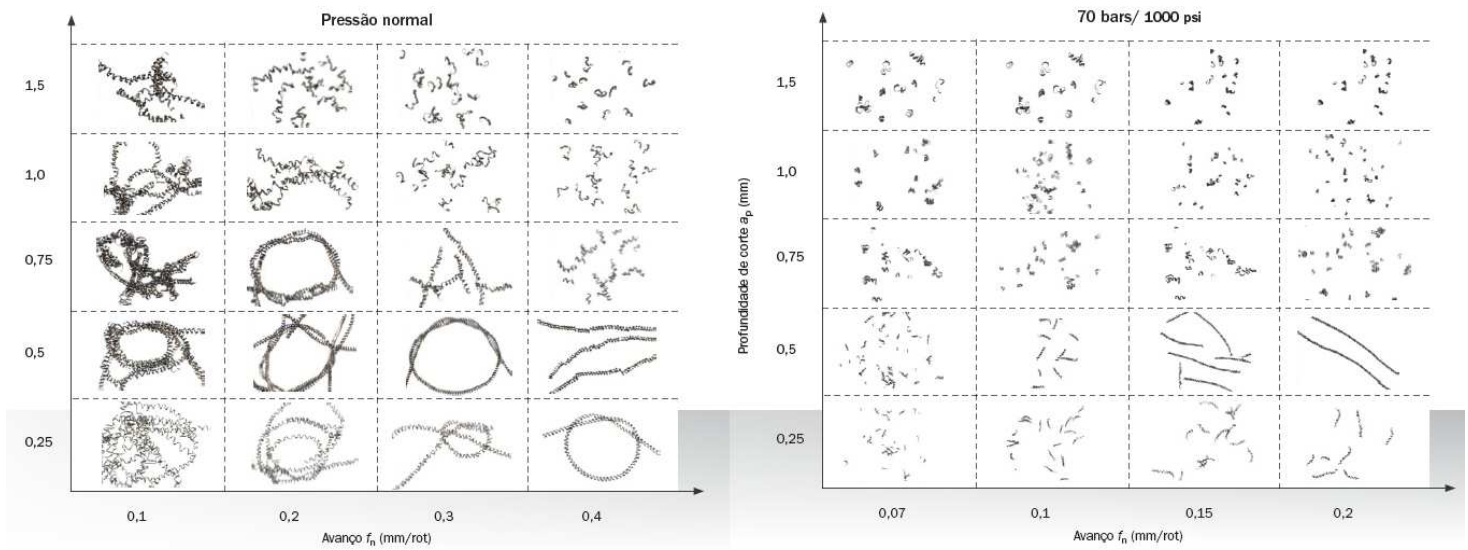


Figura 2. 15- Formação de cavacos do torneamento de aço inoxidável SANMAC 316L, CNMG 120408-MF 2025, $v_c = 200$, com pressões baixas e altas de refrigeração (SANDVIK COROMANT, 2010)

Caso 2:

Um outro trabalho interessante aplicando o sistema de alta pressão foi realizado por Dahlman e Escursell (2004). Diferentemente do primeiro caso, nessa situação a aplicação se deu na usinagem de aço para rolamentos, em que se pode dizer que a pressão de corte específica é semelhante àquela obtida na usinagem do inox super duplex.

A figura 2.16 mostra a comparação de formação de cavacos na usinagem sem refrigeração (seco) e com refrigeração de ultra alta pressão (UHPC), para diferentes velocidades de corte e avanços.

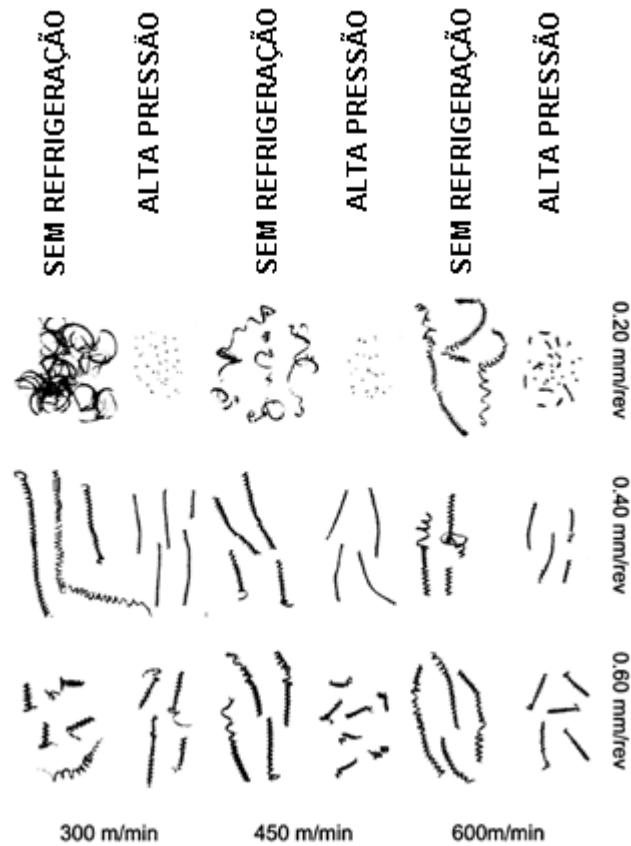


Figura 2. 16- Comparação de formação de cavacos em usinagem de aço 52100 sem refrigeração e com pressão ultra alta (DAHLMAN, ESCURSELLI, 2004)

Sobre a aplicação do sistema de ultra-alta pressão na usinagem do 52100, foram feitas as seguintes considerações:

- A utilização do sistema melhorou significativamente o controle de cavacos
- A rugosidade da peça melhorou consideravelmente com a aplicação da ultra alta pressão
- Houve redução de formação de aresta postiça de corte através da utilização do sistema

Caso 3

Um outro exemplo de aplicação do sistema de refrigeração de alta pressão com sucesso, é na usinagem da liga de titânio Ti-6Al-4V. As figuras 2.17 e 2.18 mostram o desempenho de pastilhas de geometrias diferentes, porém de mesma classe, sem cobertura, em termos de vida da ferramenta e controle de cavacos. A utilização do sistema, colaborou para aumento da vida, melhora da taxa de remoção e também na quebra de cavacos.

CNMX 1204A2-SM H13A - a_p 2.5 mm, f_n 0.4 mm/rot

Total de material – Q (cm³)

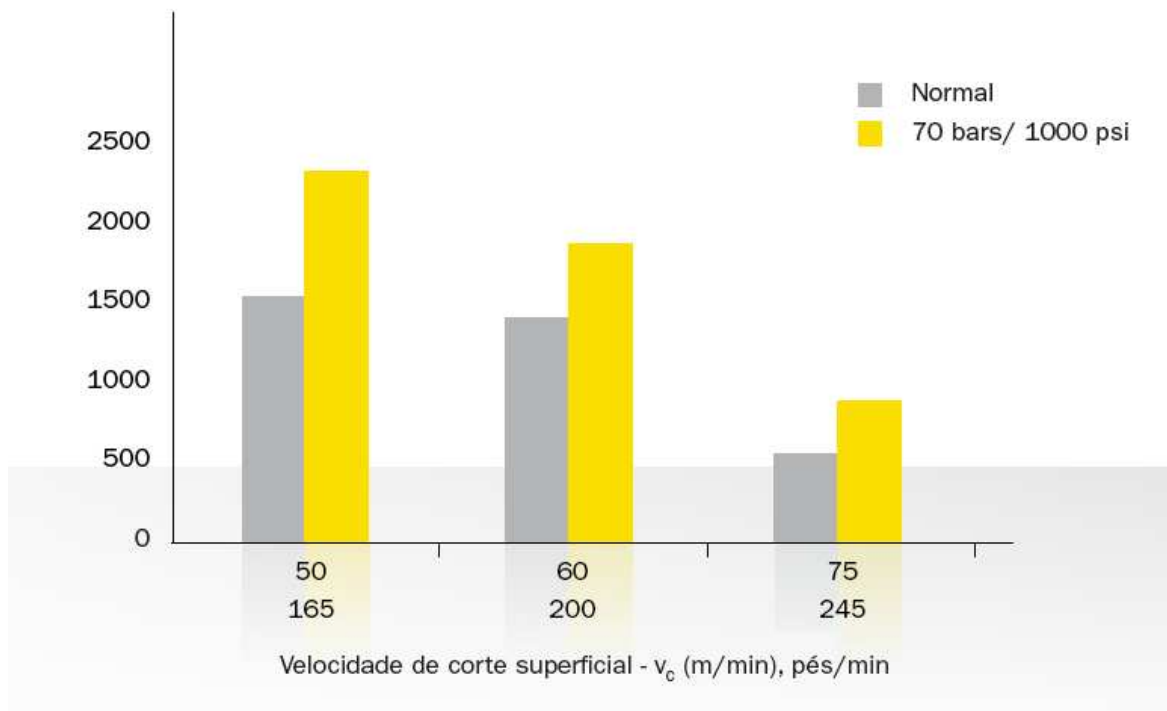


Figura 2. 17- Comparação de desempenho da pastilha CNMX, losangular 80 graus, com classe H13A, sem cobertura, trabalhando com refrigeração de baixa pressão, cinza, e refrigeração de alta pressão (amarelo). (SANDVIK COROMANT, 2010)

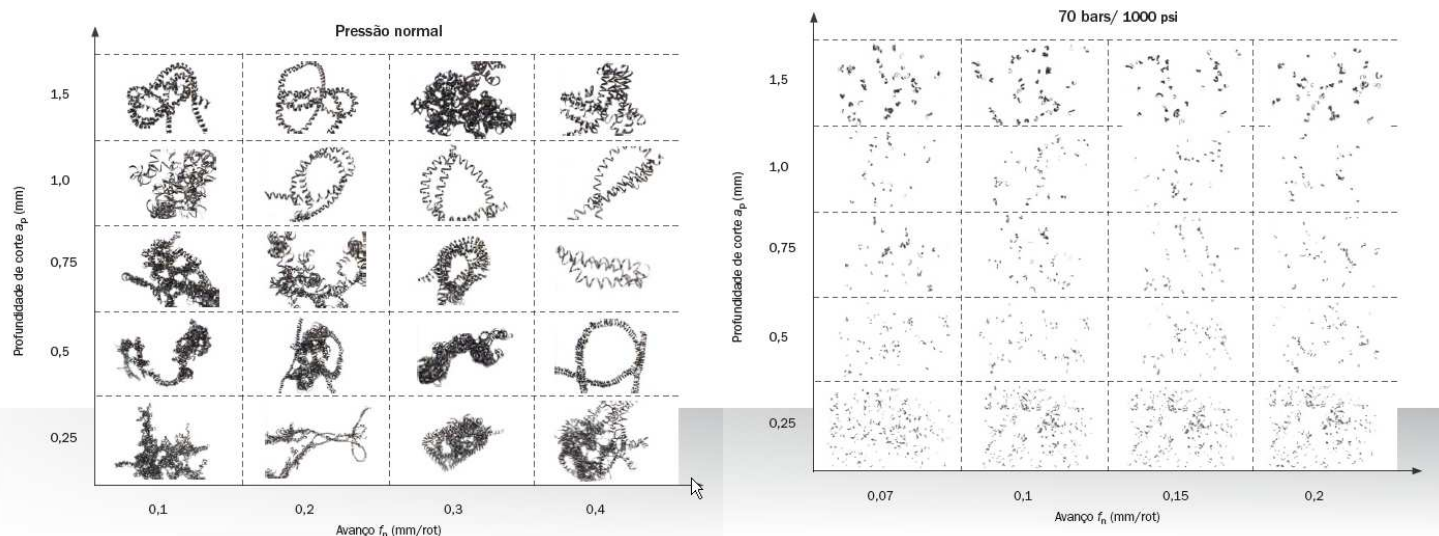


Figura 2.18- Comparação de quebra de cavacos no torneamento de titânio Ti6Al4V, 30HRC, pastilha CNGP 120408 H13A, $v_c = 60\text{m/min}$, com alta e baixa pressão (SANDVIK COROMANT, 2010)

Pode-se notar nos exemplos citados, que o uso da refrigeração de alta pressão tende a ser muito favorável para a obtenção de vidas maiores de ferramenta e aumento de produtividade na usinagem de materiais de baixa usinabilidade. A escolha do tema deste trabalho tem como objetivo estudar os efeitos da aplicação desse sistema na usinagem do aço inoxidável super duplex, tanto no que tange ao comportamento da ferramenta de corte, como no que diz respeito à integridade do material usinado. Pelo fato de o aço inoxidável super duplex estar sendo utilizado com mais frequência na indústria e também por não ter sido encontrada nenhuma referência sobre este tema até o início da redação desta dissertação, é possível crer que o estudo deste assunto poderá trazer uma contribuição considerável à indústria.

Capítulo 3

MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão mostrados todos os recursos que foram utilizados na realização dos experimentos, além dos procedimentos que foram adotados para a execução dos mesmos. O objetivo de apresentar esses detalhes é facilitar o entendimento dos métodos dos experimentos em questão, para possibilitar a reprodução do comportamento do processo utilizado por qualquer interessado e também dar credibilidade aos resultados obtidos durante os testes.

3.1 - Equipamentos

Neste item são apresentados recursos como máquina e instrumentos utilizados para aferição e medição das variáveis estudadas durante os ensaios deste trabalho.

3.1.1 - Máquina-ferramenta

Todos os ensaios de torneamento do aço inoxidável SAF 2507 foram realizados no Centro de Torneamento Okuma Multus B300 (conforme a figura 3.1) no laboratório do Centro de Produtividade da Sandvik Coromant.

O Okuma Multus B300 é uma máquina CNC multi-tarefa com operação em 7 eixos, 22 KW de potência no eixo principal, rotação máxima de 6.000 rpm, com sistema de fixação Capto C6 e comando OKUMA THINC- OSP.



Figura 3. 1 - Centro de torneamento OKUMA

3.1.2 - Microscópio Óptico

O acompanhamento da evolução dos diferentes tipos de desgastes durante a usinagem do aço inoxidável super duplex, foi feito utilizando-se o Microscópio Insize Digital modelo ISM-PM200 portátil ligado ao computador. Tal sistema apresenta as seguintes especificações:

- Sistema operacional: Windows XP SP2/Vista/7
- Interface com o computador: USB 2. 0
- Sensor de imagens: 1. 3 Mega pixels
- Resolução de captura de imagens: 1280x1024, 640x480, 320x240
- Cores: 24bit RGB
- Lente: Eixo duplo 27X & 100X Lente do microscópio
- Alcance de foco manual: de 8mm a 300mm
- Taxa de ampliação: 6 a 200x (ampliação utilizada nos ensaios: 55X)
- Balanço de Branco: Automático
- Exposição: Automático
- Fonte de luz: 8 luzes brancas LED ajustáveis
- Fonte de alimentação: 5V da porta USB
- Tamanho: 120mm (L) x 6mm (R)
- Ampliação utilizada: 55 x

3.1.3 - Microscópio Eletrônico

Após a conclusão dos ensaios de vida, as ferramentas desgastadas foram analisadas utilizando-se o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Jeol JXA-840A do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica, que possui o recurso de espectrometria de energia dispersiva (ou EDS, do inglês *Energy Dispersive x-ray Spectrometer*), o qual permite identificar de forma semi-quantitativa os elementos químicos presentes em quaisquer pontos da ferramenta e, assim, propiciar embasamento suficiente para a geração de hipóteses sobre os mecanismos de desgaste atuantes. As peças usinadas também foram analisadas no MEV para a obtenção de informações sobre a corrosão por pites encontrada depois da usinagem e de ataque químico.

3.1.4 - Rugosímetro

Para o acompanhamento do desenvolvimento da rugosidade da superfície usinada durante os ensaios de vida, foi utilizado um rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-201P.

3.2 - Materiais

3.2.1 - Corpos de prova

Os ensaios foram realizados em barras de aço inoxidável super duplex UNS S32750, comercialmente conhecido como SAF 2507, cedidos pela divisão de tubos e barras da Sandvik Materials Technology. As barras foram oferecidas laminadas. O aço inoxidável UNS S32750 é uma liga “super” duplex com 25% de cromo, 4% de molibdênio e 7% de níquel, projetada para aplicações exigentes que requerem ótima resistência mecânica além de alta resistência à corrosão,

como em processos químicos, petroquímicos e equipamentos voltados para aplicação marítima. Segundo informações do fabricante, essa classe de aços apresenta alta condutividade térmica, resistência aos cloretos, pois durante a aplicação permanecem expostos a eles no mar, e um baixo coeficiente de expansão térmica, o que faz com que haja a manutenção das dimensões dos seus produtos durante as aplicações.

Os altos teores de elementos como o cromo, molibdênio e nitrogênio contribuem para alta resistência à corrosão por pites, fissuras e corrosões em geral. A resistência ao impacto é também bastante alta. A liga não é recomendada para aplicações em que haja longa exposição à temperaturas acima dos 570°C por conta do risco de redução da tenacidade. A tabela 3.1 mostra a composição química nominal do material e a tabela 3.2 algumas de suas propriedades mecânicas.

Tabela 3.1 - Composição química do UNS 32750 (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008)

Composição Química do UNS 32750 (%)								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Outros
0,030	0,800	1,200	0,035	0,015	25,000	7,000	4,000	N=0,3

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do UNS 32750 (SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY, 2008)

Unidades Métricas				
Elasticidade		Resistência à tração		Dureza HRC
Limite Escoa. (0,2%)	Limite Escoa. (1%)			
MPa	MPa	MPa		
min	min			max
550	640	800 -1000		32

Além de usinadas, algumas amostras ainda passaram pelos ensaios de corrosão, com o objetivo de se identificar em que grau a usinagem afeta a resistência à corrosão do material.

Os corpos de prova desenhados para os ensaios de vida e formação de cavacos apresentaram, inicialmente, as dimensões $\text{Ø}120 \times 100$ mm, sendo que a cada 25 mm usinados em comprimento, a usinagem era parada para a medição do desgaste da pastilha. Os ensaios eram feitos em passadas longitudinais sucessivas da ferramenta de torneamento até que o diâmetro do corpo de prova atingisse $\text{Ø} 70$ mm, para que a alteração da relação diâmetro-comprimento não fosse tamanha a ponto de prejudicar a estabilidade da fixação influenciando negativamente o comportamento da usinagem em comparação ao torneamento de diâmetros maiores. O outro limite era o de 32 passadas, ou seja, 32 vezes a distância de 25 mm equivalente a cada facção da peça. Este limite foi adotado para facilitar a compilação de dados. A fixação foi realizada utilizando-se uma placa hidráulica de três castanhas. As figuras 3.2 e 3.3 mostram os detalhes da peça usinada.

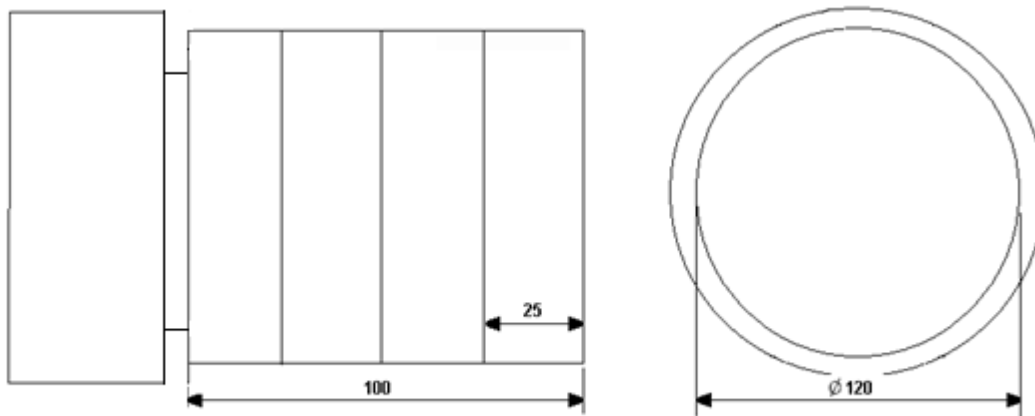


Figura 3. 2 - Croqui do corpo de prova utilizado nos ensaios de vida de ferramenta



Figura 3.3 - Foto do corpo de prova utilizado nos ensaios de vida de ferramenta

Para os ensaios de corrosão, os corpos de prova já utilizados na primeira etapa dos experimentos foram reutilizados. Como para os ensaios de corrosão os corpos de prova precisavam ser em forma de anéis, as barras, que apresentavam 70 mm de diâmetro externo, foram furadas com $\text{Ø}30$ mm, faceadas com as pastilhas usadas durante os ensaios de vida e outras novas, nas condições utilizadas nos ensaios, para comparar a resistência à corrosão do material usinado nas duas condições, com ferramenta em início e em fim de vida. Posteriormente, os anéis foram cortados com o bedame. Para possibilitar melhor acesso ao equipamento em que os testes de corrosão foram realizados, esses anéis, depois de faceados, foram cortados em retalhos para adequarem-se às dimensões necessárias para melhor fixação.

3.2.2 - Ferramentas

Durante os experimentos deste trabalho foi utilizado um suporte para torneamento com fixação Capto C6, flange de $\text{Ø}60$ mm, com sistema de refrigeração alta pressão, ângulo de

posição $\kappa_r = 95^\circ$ e código C6- PCLNL-45165-12HP (SANDVIK COROMANT, 2011). A montagem do porta-ferramenta foi feita diretamente na torre da máquina que possui interface Capto C6, conforme figura 3.4.

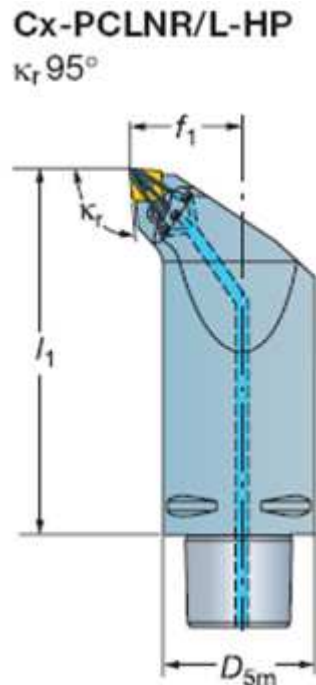


Figura 3. 4- Porta ferramenta C6-PCLNL-45165-12HP, com sistema de refrigeração de alta pressão

As pastilhas utilizadas eram de apresentam formato losangular, com ângulo de ponta igual a 80° , dupla face, geometria de quebra cavacos própria para usinagem de aços inoxidáveis em operações de acabamento e desbaste médio, raio de ponta de 0.8 mm, comprimento da aresta de 12 mm e código ISO CNMG 120408- MM.

Foram utilizadas duas classes de metal duro com cobertura. A primeira delas foi a classe denominada pelo fabricante como GC 1025, que pela norma ISO é classificada como M15 e é revestida com cobertura PVD em camadas de TiAlN (nitreto de titânio e alumínio) e TiN (nitreto de titânio), com espessura total de camadas igual a $4 \mu\text{m}$. A outra classe utilizada nos experimentos é a GC 2015, que também é classificada pela norma ISO como M15, porém apresenta revestimento CVD com camadas de TiCN (carbonitreto de titânio), Al_2O_3 (óxido de

alumínio) e TiN (nitreto de titânio) com 5,5 μm de espessura – ver figura 3.5 (SANDVIK COROMANT, 2005).



Figura 3. 5- Desenhos esquemáticos das camadas PVD e CVD utilizadas nos ensaios

3.2.3 - Fluido de corte

Durante todas as etapas de experimentos, a usinagem ocorreu com refrigeração, principalmente pelo fato das operações realizadas em aços inoxidáveis super duplex na indústria serem executadas dessa forma, o que de um modo geral contribui para a obtenção de melhores resultados em termos de qualidade dos produtos, redução da temperatura da peça e maior vida útil das ferramentas. Sendo assim foi utilizado um óleo de base mineral, emulsionável, com nome comercial Blasocut BC40NF, fornecido pela Blaser Swisslube, na concentração de 7 %. Duas condições de refrigeração foram utilizadas. A primeira utilizando o sistema de refrigeração disponível no torno, que aplicava o fluido externamente à ferramenta e tinha pressão de 15 bars. A segunda condição aplicava o fluido através de tubo inserido na ferramenta (o fluido era injetado bem próximo à pastilha na sua superfície de saída) com pressão de 70 bars. Esta última condição vai ser chamada neste trabalho de refrigeração por alta pressão.

3.3 - Planejamento experimental

Como objetivo deste trabalho, foi decidido estudar o processo de torneamento longitudinal de aço inoxidável super duplex SAF 2507 e a influência de fatores como a velocidade de corte, classe da pastilha e tipo de refrigeração / lubrificação no desenvolvimento da vida útil das ferramentas, qualidade superficial da peça e resistência à corrosão do material.

Os parâmetros de corte foram definidos, inicialmente com base nas recomendações do catálogo Sandvik Coromant 2009 para as classes GC 2015 e GC 1025 na geometria CNMG 120408- MM. Dessa forma o avanço f e a profundidade de usinagem a_p , foram fixadas para todos os ensaios de vida conforme abaixo:

$$a_p = 1 \text{ mm}$$

$$f = 0,15$$

Para os ensaios de torneamento, foi definido um planejamento fatorial 2^3 em que foram variados velocidade de corte v_c , material da ferramenta e tipo de refrigeração utilizada, todas elas em 2 níveis. Como já citado, os materiais das pastilhas utilizados foram as classes GC 2015 e GC 1025, a refrigeração foi feita em alta (70 bar) e em baixa (15 bar) pressão e as velocidades de corte (v_c) foram 110 e 130 m/min. O objetivo de trabalhar com a v_c como variável, foi detectar qual o seu real grau de influência na usinagem do super duplex.

Dessa maneira, seguindo o planejamento experimental do tipo 2^3 citado realizaram-se 8 ensaios diferentes. Como em todos os ensaios foram realizadas duas réplicas realizaram-se 24 ensaios no total. Após a realização da primeira série de ensaios, foi adotado fazer um canal na extremidade da região usinada mais próxima à placa de fixação, para evitar que as rebarbas do canto da peça gerassem lascamentos, o que ocorreu em alguns casos durante a primeira série. Os resultados obtidos nessa primeira etapa não foram considerados pelo fato de terem sido distorcidos, não dando possibilidades para a melhor investigação da origem dos desgastes. Portanto, ao final foram considerados apenas 16 ensaios realizados.

Em um ensaio torneava-se a peça utilizando-se um determinado conjunto de variáveis de entrada (v_c , refrigeração e classe da pastilha) até que o desgaste de flanco da ferramenta atingisse $V_B = 0,3$ mm. Cada ensaio era interrompido várias vezes para que o desgaste da ferramenta e a rugosidade da peça fossem medidos. Após os ensaios, as ferramentas desgastadas foram levadas ao microscópio eletrônico de varredura para que o desgaste fosse analisado com grande ampliação e que análises de EDS fossem feitas, a fim de procurar entender quais foram os mecanismos de desgaste predominantes no processo.

3.3.1 - Ensaio de corrosão

Para analisar o comportamento do super duplex em relação à corrosão depois da usinagem, foram faceados anéis com diâmetros externo e interno iguais a 70 e 30 mm respectivamente, posteriormente cortados com espessura de 3 mm (figura 3.6), dos quais foram extraídos retalhos com largura máxima de 10 mm para que fosse possível a fixação no dispositivo próprio para a medição no MEV. O faceamento das diversas amostras foi realizado utilizando-se as mesmas condições de usinagem utilizadas nos ensaios de torneamento e as ferramentas utilizadas, as pastilhas com cobertura PVD também usadas nos ensaios de torneamento, sendo algumas delas novas e outras desgastadas.

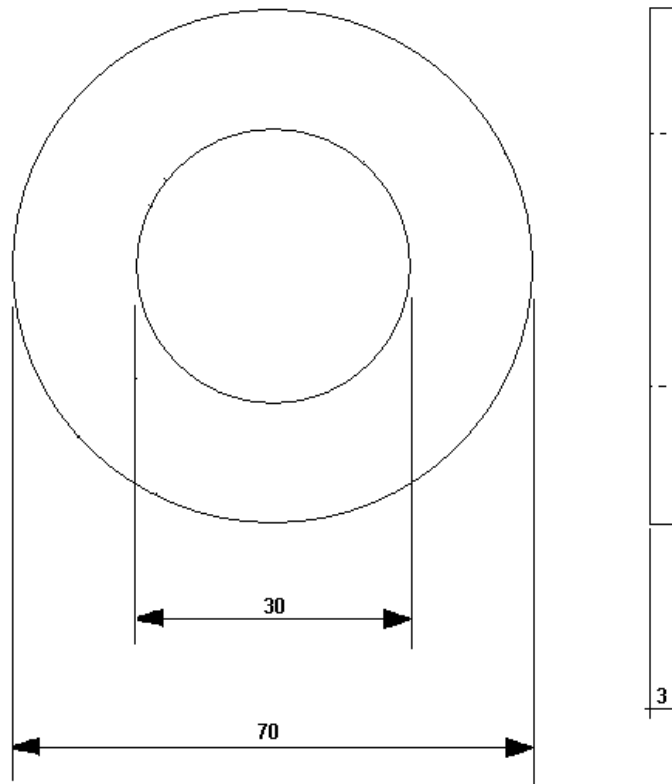


Figura 3. 6- Croqui da peça usinada para os ensaios de corrosão

Após a primeira etapa de preparação das amostras, as peças foram atacadas conforme a norma ASTM G48 método A, para a aceleração do processo de corrosão. Depois do ataque as amostras foram levadas ao MEV, onde foram feitas imagens com 100 vezes de aumento para identificar regiões de formação de pites. A norma ASTM G48 método A (1992) estabelece um padrão de ensaio e análise da resistência à corrosão por pite de aços inoxidáveis em laboratórios, quando expostos a uma solução de cloreto férrico. Desenvolvido para reduzir o tempo de início de uma corrosão localizada com relação ao ambiente natural, este método pode ser utilizado para determinar os efeitos dos acabamentos superficiais na resistência à corrosão por pite. O procedimento simula a evolução da corrosão de forma mais rápida, acelerando a obtenção de informações a partir das amostras.

Foi utilizada uma solução de cloreto férrico que simula a condição marítima natural, expondo a amostra a uma condição parecida com ambientes reais, com características como ambientes oxidantes, baixo pH e ambientes contendo cloretos.

A preparação consiste na dissolução de 100 gramas de reagente de cloreto de ferro (FeCl_3) em 900 ml de água destilada (aproximadamente 6% de FeCl_3 por peso) e filtragem através de lã de vidro ou filtros de papel para a remoção das partículas sólidas presentes.

Para realização do teste, as amostras tiveram suas superfícies preservadas na mesma condição de usinadas, ou seja, sem alteração do acabamento superficial.

A área da superfície usinada, submetida ao ensaio, foi medida e calculada em cada corpo de prova antes do ensaio. As superfícies dos corpos de prova foram limpas com pasta de óxido de magnésio, enxaguadas com água, mergulhadas em acetona e secadas ao ar.

Os corpos de prova foram acondicionados em um suporte de vidro, para serem imersos no Erlenmeyer contendo a solução preparada. A solução de cloreto férrico foi despejada no frasco. O frasco foi transferido para o reservatório à temperatura constante e foi deixado até que a solução atingisse a temperatura crítica para formação de pites (CPT) de 50 ± 2 °C. O suporte de vidro com o corpo de prova foi imerso no frasco com solução, quando se atingiu a temperatura desejada. A temperatura da solução foi mantida em 50 ± 2 °C durante todo o período de ensaio de 72 horas.

Ao final do período, os corpos de prova foram removidos, enxaguados com água e esfregados em baixo de água corrente para remover os produtos corrosivos. Posteriormente, foram mergulhados em acetona e secos ao ar. As superfícies usinadas foram examinadas em um microscópio óptico.

Para caracterizar a resistência à corrosão por pite, foi realizado um exame visual com reprodução fotográfica das superfícies dos corpos de prova. Para analisar se havia presença dos pites, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura MEV ampliação 100 x. A figura 3.7 mostra uma foto típica de uma amostra submetida a este ensaio.

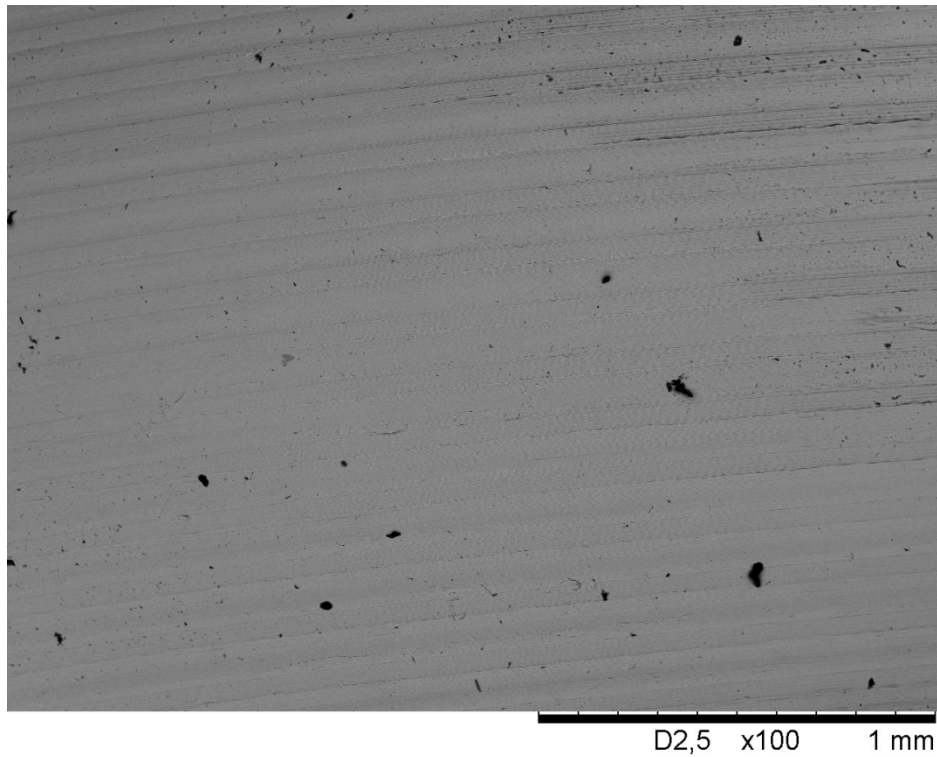


Figura 3. 7- - Imagem de MEV com pontos de corrosão por pites, ampliação de 100x

O *software* para processamento de imagem (ImageJ) foi utilizado para que fosse possível identificar porcentualmente a quantidade de pontos de corrosão por pites ocorridos nas amostras. O ImageJ é capaz de reconhecer o porcentual de claro e escuro numa foto, e dessa forma foi possível analisar as imagens obtidas através do MEV com as superfícies das amostras de aço inoxidável após os ensaios de usinagem.

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obtidos durante os ensaios de acordo com suas variáveis e desempenhos.

Inicialmente, tanto na usinagem com pastilha CVD quanto com PVD, foram encontradas avarias ainda na parte inicial dos ensaios, quando as ferramentas de corte acessavam os cantos das peças. As duras rebarbas geradas durante o torneamento, eram “espremidas” contra as paredes das flanges quando as ferramentas se aproximavam desses cantos. O impacto das rebarbas contra as pastilhas deu origem a lascamentos e quebras, que mascararam os resultados dos primeiros ensaios. Por essa causa, foi adotado um canal de 5 mm na extremidade próxima ao diâmetro de fixação da peça, para facilitar a saída das ferramentas da região de corte, conforme já mostrado na figura 3.3. A figura 4.1 mostra uma rebarba típica que ocorria à medida em que a peça ia sendo torneada.

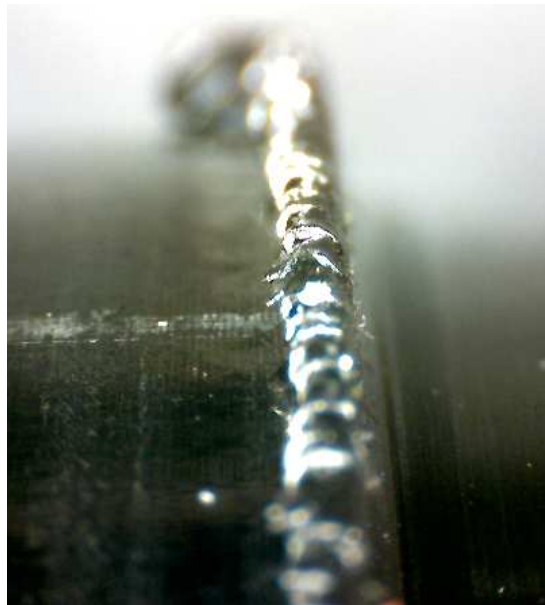


Figura 4. 1- Corpo de prova com rebarba, após a usinagem de torneamento durante os ensaios de vida

A formação de rebarbas durante a usinagem do super duplex se mostrou um fator decisivo para a evolução do desgaste. Em conjunto com aumento de dureza causado pela alta tendência de encruamento do material, os dois fatores contribuíram para a aceleração do fim de vida das pastilhas durante os ensaios.

Observou-se, em todos os ensaios realizados, a presença de desgaste do tipo entalhe. Aderência e desgaste de flanco, este último em menor escala, também foram encontrados. Como o desgaste de entalhe ocorreu com maior frequência e intensidade, era ele que determinava o fim da vida da ferramenta em cada ensaio.

4.1 - Ferramenta Classe M15 PVD- Análise dos Desgastes das Ferramentas

Nos ensaios realizados nessa fase de experimentos, foram utilizadas pastilhas CNMG 120408-MM 1025, com cobertura PVD e classe ISO M15. Nas figuras 4.2 e 4.3 são apresentados os resultados referentes ao desenvolvimento dos desgastes em duas réplicas, 1 e 2 respectivamente.

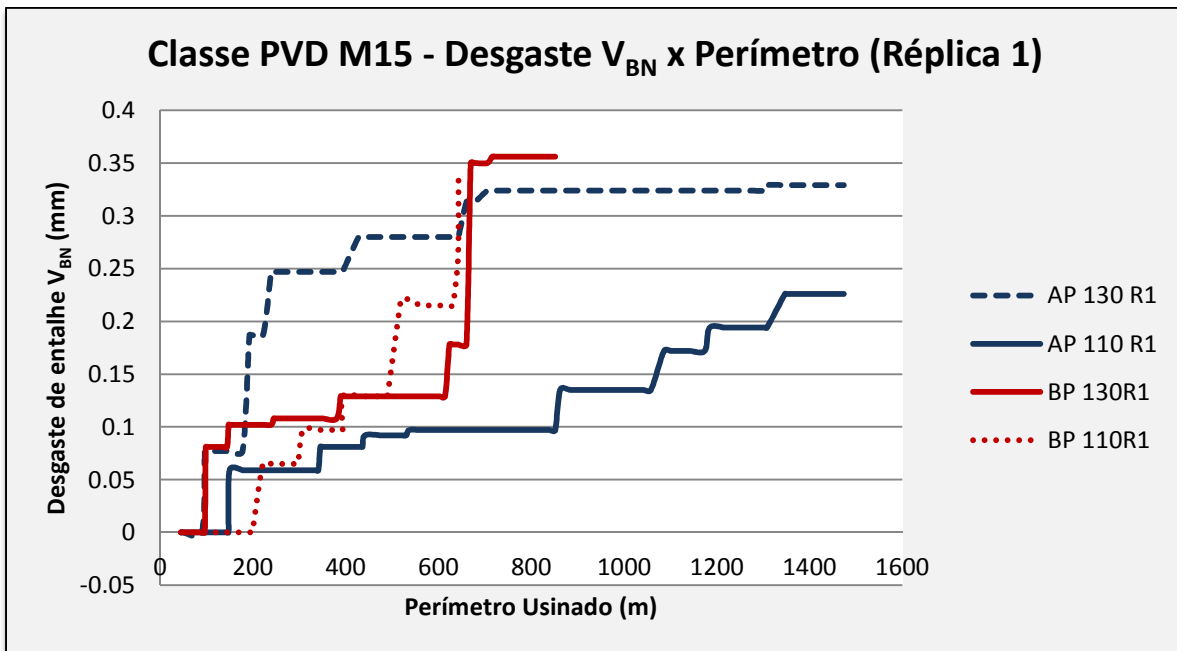


Figura 4.2 - Representação gráfica dos ensaios realizados na primeira réplica com classe M15 PVD. Desgaste V_B em função do perímetro usinado

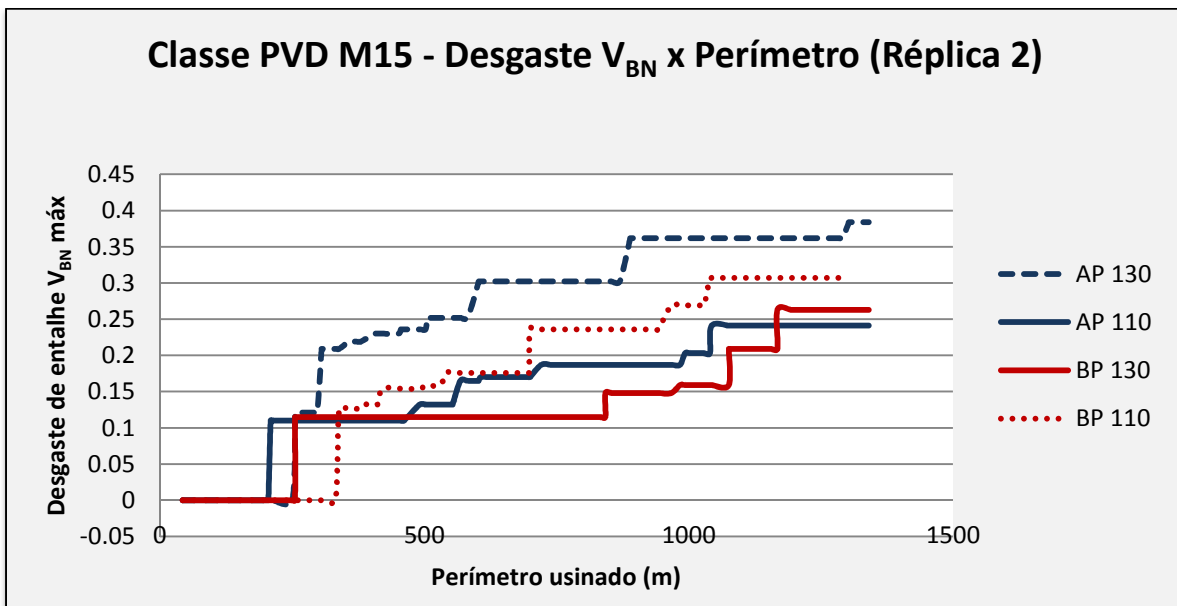


Figura 4.3 - Representação gráfica dos ensaios realizados na segunda réplica com classe M15 PVD. Desgaste V_B em função do perímetro usinado

Vê-se, nas duas réplicas, que a combinação de pastilha PVD com $v_c = 110$ m/min e refrigeração de alta pressão resultou em menor desgaste por entalhe ao longo da usinagem. Nos gráficos pode-se observar o aumento dos desgastes conforme o aumento do perímetro usinado. Esta combinação, que apresentou o melhor desempenho entre todas as avaliadas, usinou nos dois casos mais de 1300 mm (perímetro desenvolvido) atingindo desgastes inferiores a 0,25 mm.

Na figura 4.4, é mostrada a imagem da região desgastada da ferramenta utilizada neste ensaio obtidas em microscópio eletrônico de varredura. Observa-se que a aresta de corte se desgastou sem uniformidade, apresentando pontos de desgaste de tipo entalhe, além de erosão da aresta de corte. Conforme Shaw (1984) e Biermann (2009) a alta tendência de encruamento do material, que formará uma camada superficial de dureza mais elevada, e a consequente formação de rebarbas duras, podem ser explicações para a ocorrência do desgaste do tipo entalhe. Neste caso, a ocorrência de entalhes não afetou o acabamento gerado, como será visto mais adiante.

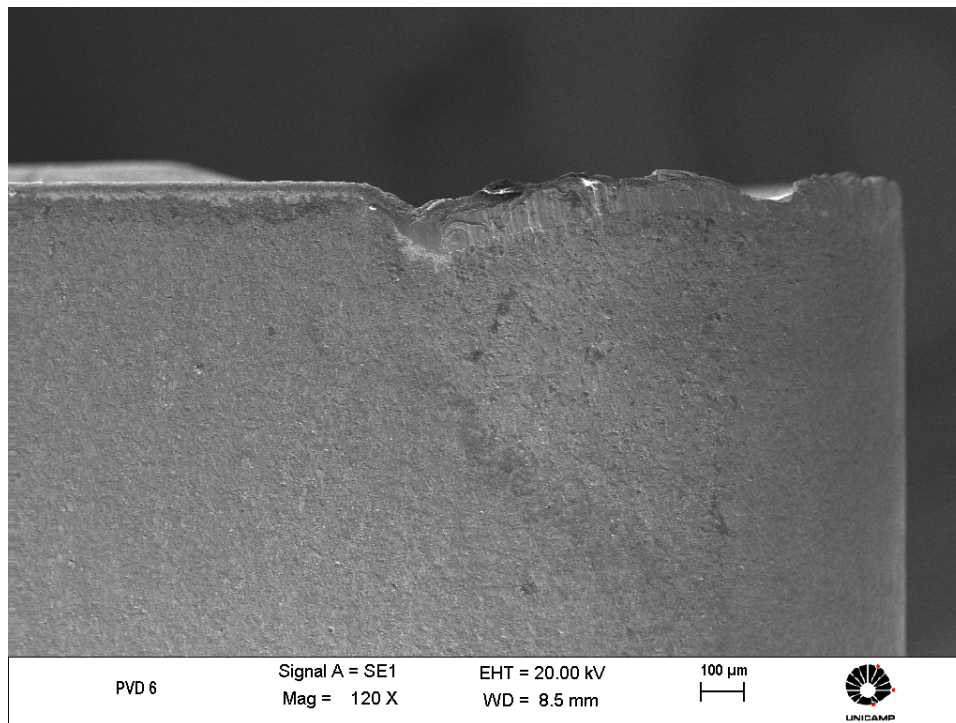


Figura 4. 4- Aresta de corte PVD M15, após usinagem com $v_c = 110$ m/min e refrigeração de alta pressão, com aderência e desgaste do tipo entalhe, MEV, 120 x

A figura 4.5, mostra os resultados da EDS sobre a região desgastada da ferramenta utilizada no ensaio com $v_c = 110$ m/min e refrigeração com alta pressão, que detectou a presença de elementos da composição do SAF2507 tais como silício, cromo, manganês, ferro e molibdênio na superfície da pastilha. Na figura, para cada medição (*spectrum*) são atribuídos valores percentuais de cada elemento que foi detectado, alguns deles como tungstênio e alumínio, fazem parte da composição da ferramenta. Através dessa análise, pode-se concluir que ocorreu aderência ou *attrition* que, conforme a descrição de Trent (1991) e Diniz (2006), forma-se através de um extrato metálico que ocorre quando duas superfícies são postas em contato sob cargas moderadas, baixas temperaturas e baixas velocidades de corte. A resistência desse extrato é elevada a ponto que, na tentativa de separar as superfícies, ocorre ruptura em um dos metais e não na superfície de contato. Assim as partículas de um material migram para a superfície do outro. A aderência neste caso, pode ter causado a remoção de partículas da aresta de corte, o que contribuiu para a acentuação dos entalhes, juntamente com o atrito das rebarbas duras, além de ter sido responsável pela erosão da aresta. Então, uma hipótese para o mecanismo de desgaste ocorrido nesta ferramenta é: a rebarba dura formada no diâmetro externo da peça tinha um efeito de sulcamento naquele ponto da aresta de corte, que removia a camada de cobertura da ferramenta. Esta região sem cobertura e, conseqüentemente, com maior coeficiente de atrito, propiciava a aderência de material da peça/cavaco naquele ponto, o que incentivava ainda mais o desgaste. Assim, tinha-se nesta região, um desgaste maior do que nas outras porções da aresta de corte em contato com a peça, como pode ser visto na figura 4.6.

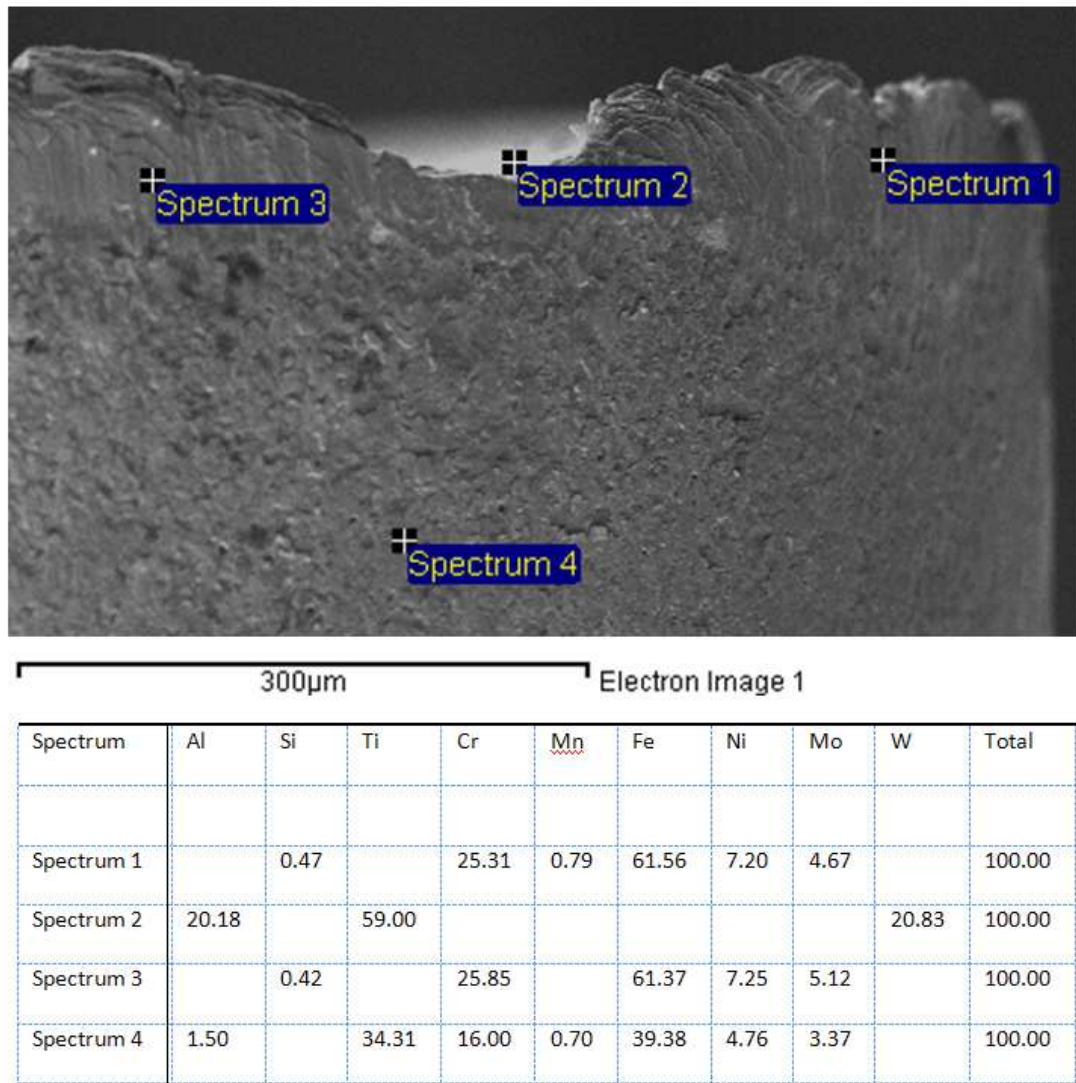


Figura 4. 5- Análise EDS para pastilha PVD, após usinagem com $v_c = 110$ m/min e refrigeração de alta pressão

No ensaio com ferramenta PVD, $v_c = 130$ m/min e refrigeração 70 bars, o crescimento do desgaste da ferramenta apresentou comportamentos muito parecidos na primeira e na segunda réplica, conforme as figuras 4.2 e 4.3. Embora nessa condição tenha sido possível usinar até o último passe, de acordo com o limite de 32 passadas, os valores de desgaste V_B máximo ou desgaste de entalhe foram comparativamente maiores que os atingidos na usinagem realizada com velocidade de 110 m/min.

Apesar de o desgaste $V_B = 0,3$ mm ter sido ultrapassado ainda antes da usinagem de um perímetro de 1000 m nas duas réplicas. Por isso optou-se por continuar o ensaio até o último

passo. Porém, como se vê nas figuras 4.2 e 4.3, o desgaste na superfície de folga manteve-se em valores pouco acima dos 0,3 mm por um longo tempo de corte, até se atingir o fim do ensaio.

A figura 4.6 mostra a região desgastada desta ferramenta em uma imagem obtida eletrônica de varredura. Na figura é mostrada a aresta de corte com aderência e entalhe, este coberto por material aderido, os mesmos mecanismos descritos no caso anterior. Em comparação aos ensaios ocorridos a 110 m/min, o aumento da velocidade de corte fez somente com que este processo ocorresse de forma mais rápida e, assim, o desgaste crescesse mais rapidamente. A formação de adesão é confirmada através da análise EDS mostrada na figura 4.7.

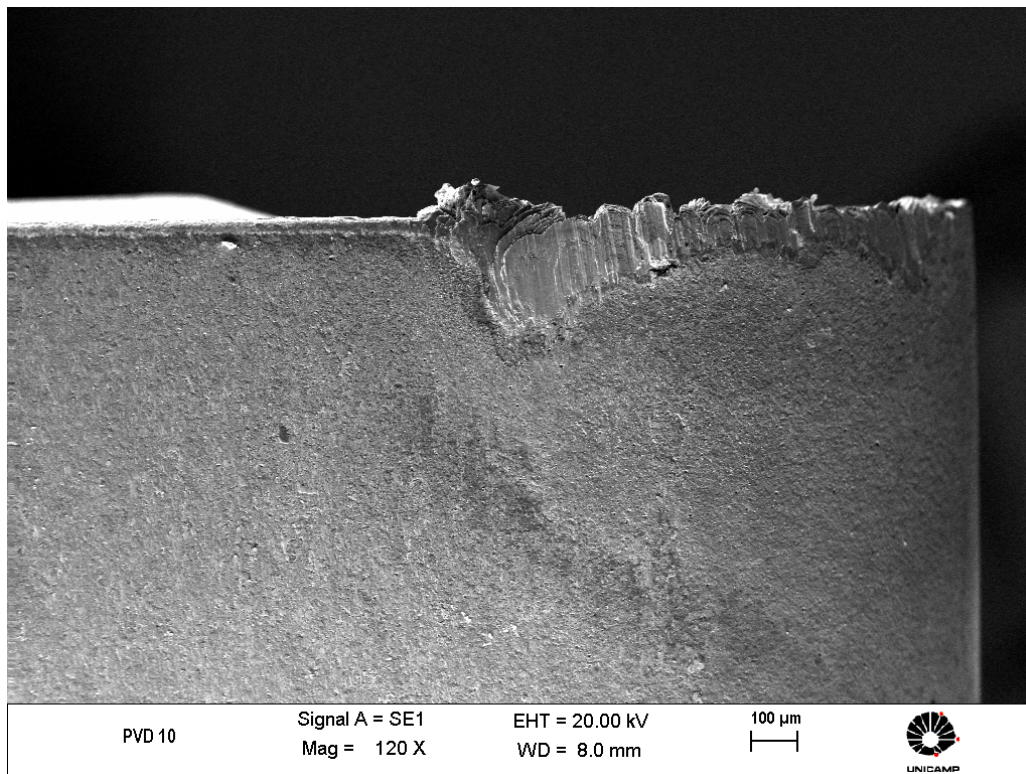
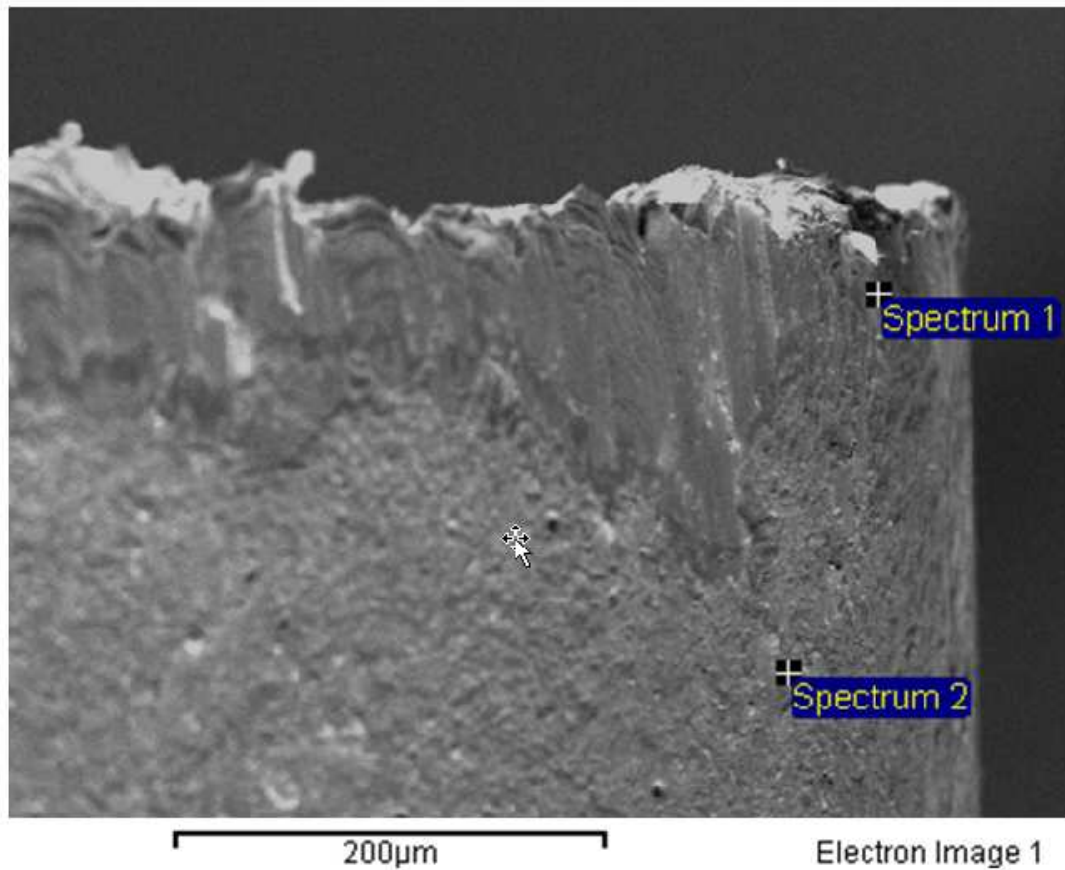


Figura 4.6 - Pastilha PVD M15, após usinagem com $v_c=130$ m/min e refrigeração de alta pressão, com aderência e desgastes de flanco e entalhe. MEV, 120x



Spectrum	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Total
Spectrum 1		0.55		25.94	0.68	60.52	6.71	5.60	100.00
Spectrum 2	8.68		81.12	3.10		6.44	0.65		100.00

Figura 4.7- Pastilha PVD M15, após usinagem com $v_c=130$ m/min e refrigeração de alta pressão, análise EDS

Nos ensaios utilizando refrigeração em baixa pressão, a classe PVD M15 apresentou comportamento oscilante nas duas réplicas. Trabalhando com velocidade de corte 130 m/min a pastilha ultrapassou rapidamente os 0,3 mm de desgaste, conforme a figura 4.2. Já na segunda réplica, esta ferramenta apresentou um desempenho melhor mantendo o desgaste abaixo de 0,3 mm até mais de 1300 m de usinagem. Pode-se ver na figura 4.3 que, nesta réplica, esta ferramenta apresentou comportamento muito próximo do melhor atingido nos ensaios, que combinou $v_c = 110$ m/min e refrigeração com 70 bars. A exemplo dos outros ensaios, os

mecanismos de desgaste encontrados foram aderência, formação do entalhe causada pela rebarba altamente encruada, como pode ser visto nas figuras 4.8 e 4.9. Na figura 4.8, vê-se a rebarba ainda aderida à região limite da profundidade de corte após a última passada. Esta rebarba foi notada com mais intensidade nas usinagens com refrigeração em baixa pressão ao longo dos ensaios.



Figura 4.8- Aderência sobre aresta de corte em pastilha PVD M15 após a usinagem com $v_c= 130$ e baixa pressão. Mic. óptico, 55x

A figura 4.9, mostra a mesma região desgastada, agora em foto tirada em microscópio eletrônico, com entalhe e material aderido à superfície de folga. Pode-se ver nesta figura que o mecanismo de desgaste desta ferramenta foi o mesmo ocorrido com as outras ferramentas já analisadas, isto é, formação do entalhe, muito provavelmente causada pelas rebarbas encruadas do material durante o corte, seguida por aderência do material usinado na região entalhada, escondendo o entalhe em algumas situações.

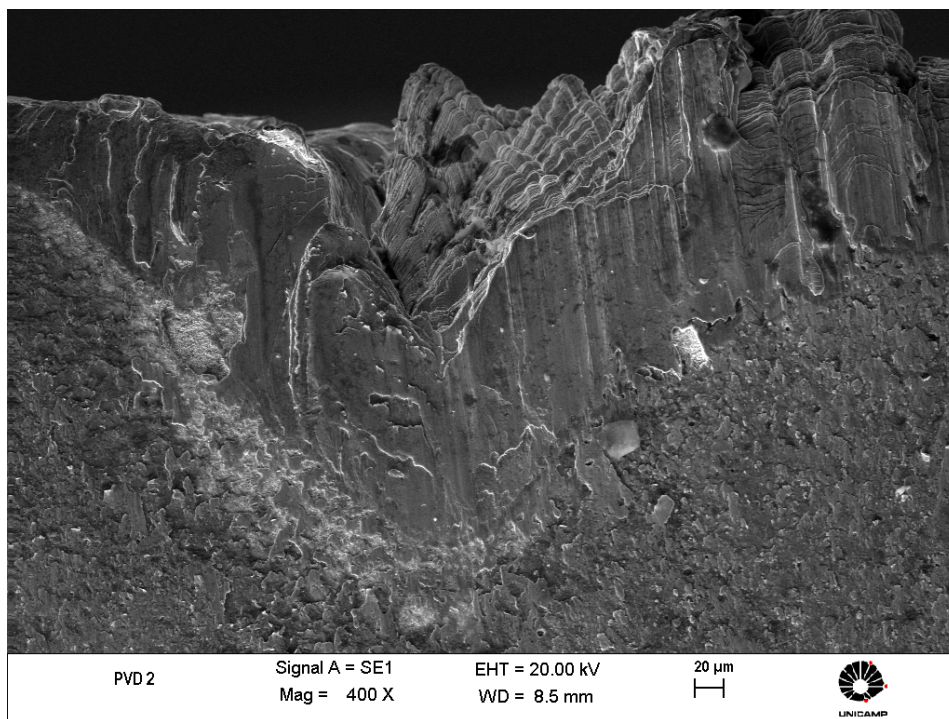


Figura 4.9- Aresta de corte da classe PVD com e aderência na superfície de folga após usinagem com $v_c=130$ m/min e baixa pressão. MEV, 400x

Em termos de desenvolvimento do desgaste ao longo ensaio, a combinação $v_c = 130$ m/min e refrigeração 15 bar, apresentou nas duas réplicas desempenho comparativamente melhor que a combinação com $v_c = 110$ m/min na mesma pressão de refrigeração, que será comentada a seguir.

Com relação ao acabamento, que é o outro critério para a eleição da melhor combinação, a classe não apresentou resultados muito satisfatórios sob essas condições de corte, porém esse assunto será discutido com maior detalhamento mais adiante.

Nos ensaios feitos, com ferramenta de classe PVD M15, $v_c = 110$ m/min e refrigeração 15 bars, o desempenho também oscilou se comparadas as duas réplicas. Enquanto na primeira o desgaste V_B máximo atingiu 0,3 mm com mais de 600 m usinados, conforme mostra a figura 4.2, na segunda réplica o desempenho foi superior atingindo desgaste maior que 0,3 mm somente depois de 1000 m de usinagem, como é mostrado na figura 4.3. Na figura 4.10, vê-se, em imagem do microscópio eletrônico de varredura, a formação do entalhe e a aderência de material da peça sobre a superfície de folga da ferramenta. Este entalhe foi tão pronunciado que levou ao

lascamento da aresta na região do entalhe, conforme pode ser visto na figura. O mecanismo de desgaste parece ter sido o mesmo ocorrido nas outras condições de teste com esta ferramenta.

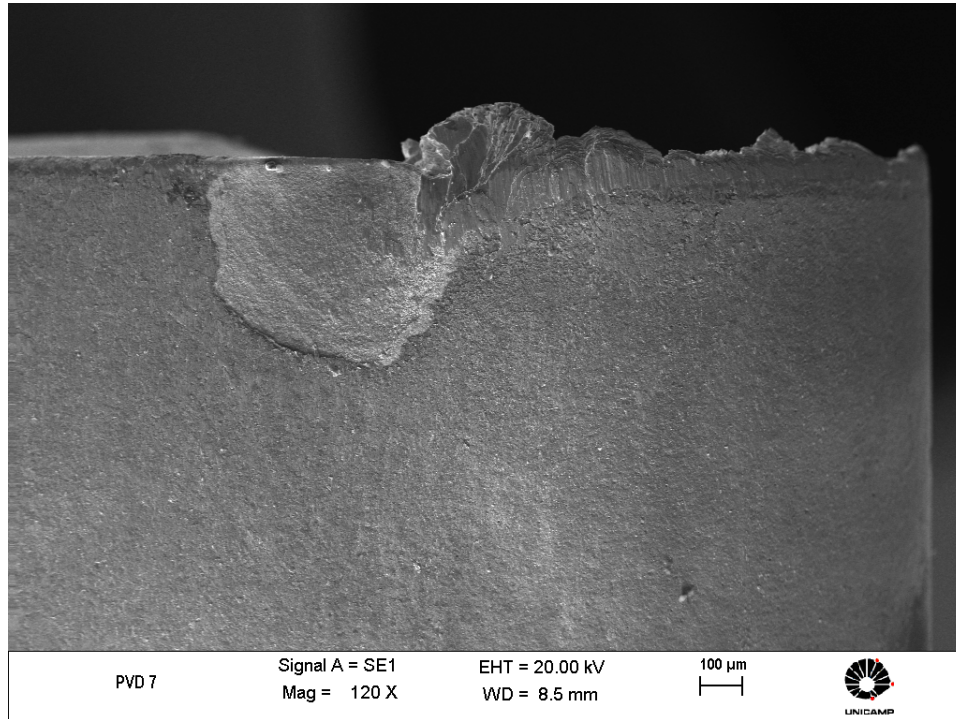


Figura 4.10 - Aresta de corte da classe PVD M15 com lascamento após torneamento com $v_c = 110$ m/min e baixa pressão

Como não foi possível terminar todos os ensaios com o mesmo valor de desgaste de flanco da ferramenta (V_B), para se poder comparar as diversas condições de ensaio em termos de resistência ao desgaste, utilizou-se um índice chamado “Índice de desgaste relativo” calculado como a razão entre o valor de V_{Bmax} ao fim do ensaio (valor que pode ser obtido nas figuras 4.2 e 4.3) e o perímetro usinado também ao fim dos ensaios (também obtido nestas figuras). Quanto menor este índice, maior é a resistência ao desgaste oferecida pela ferramenta naquela determinada condição.

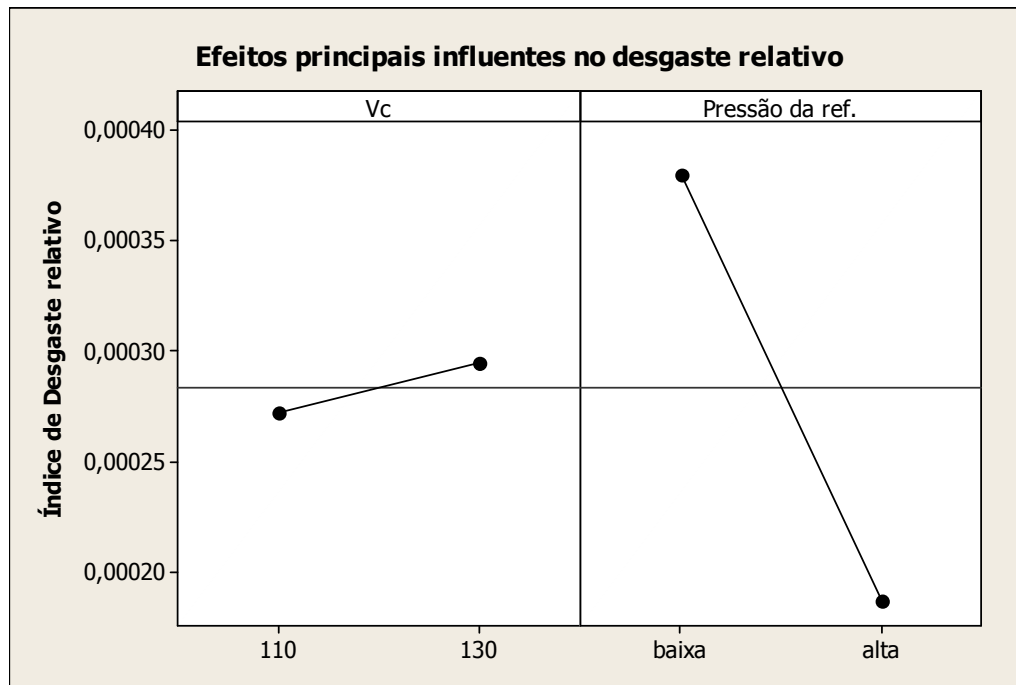


Figura 4. 11- Efeitos principais dos fatores influentes na vida das pastilhas PVD

A figura 4.11, mostra a influência das variáveis velocidade de corte e pressão de refrigeração no índice de desgaste relativo das pastilhas PVD M15. A representação gráfica indica que o efeito da pressão do fluido é maior que a velocidade de corte, sendo que com alta pressão existe uma tendência de que os desgastes sejam menores por perímetro usinado, considerando-se as duas réplicas. Já em relação à velocidade de corte, a indicação é de que com 110 m/min, existe a tendência de se usinar com desgastes menores por perímetro. Há que se observar, quando se analisa a influência da velocidade de corte, que a variação deste parâmetro nos ensaios foi pequena (menor que 20%). Muito provavelmente, uma maior variação de v_c causaria influência muito maior deste parâmetro (maior inclinação da curva de efeito no índice de desgaste relativo).

A figura 4.12 mostra uma análise feita com base nos desempenhos que as ferramentas apresentaram ao longo dos ensaios utilizando-se para medir este desempenho o índice de desgaste. Desta forma pode-se concluir que em alta pressão de refrigeração, AP, tanto em $v_c = 130$ m/min como com $v_c = 110$ m/min, as ferramentas obtiveram menores taxas de desgaste relativas, com pouca dispersão, enquanto que, nas condições em que se usinou com baixa

pressão, BP, as taxas de desgaste relativas são mais elevadas (desgaste mais acelerado) com dispersões maiores. Os ensaios com alta pressão de fluido retardam o desgaste da ferramenta devido à maior refrigeração obtida e, conseqüentemente, menor temperatura da ferramenta. A maior dispersão dos resultados obtidos com refrigeração em baixa pressão provavelmente se deve ao fato de que nesta condição não se consegue garantir que o fluido seja sempre direcionado para a mesma posição da ferramenta. Com isso, a eficiência da refrigeração nesta condição varia, variando conseqüentemente a taxa de desgaste.

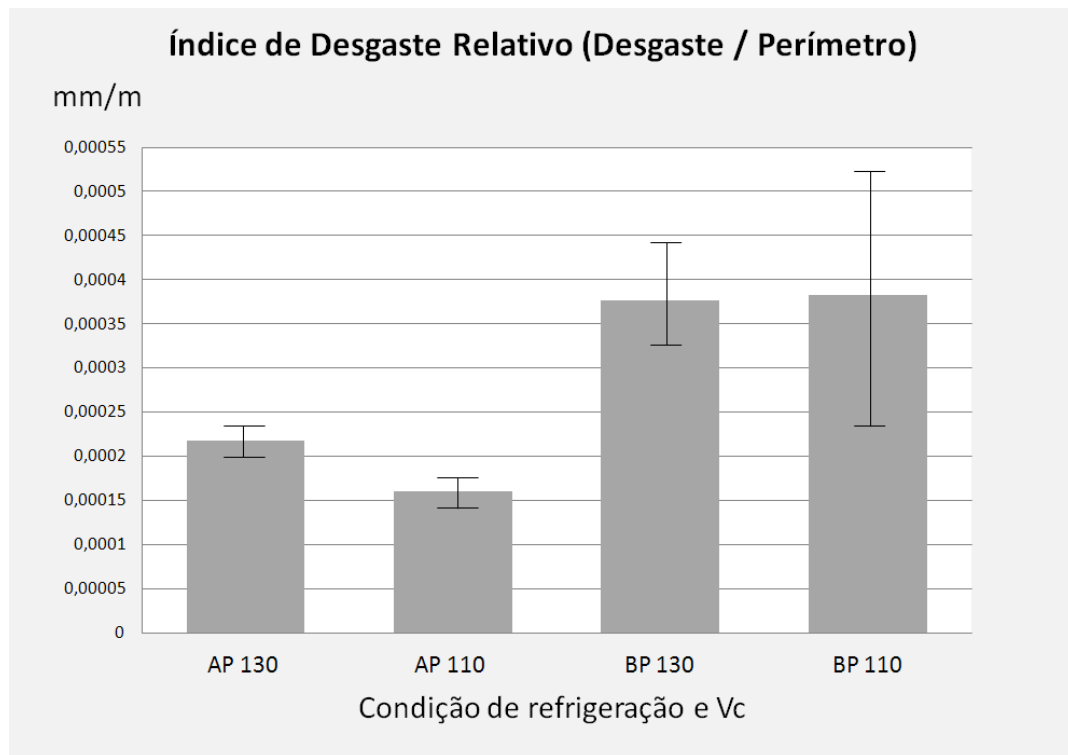


Figura 4. 12 - Índice de desgaste relativo, referente às condições utilizadas nos ensaios com pastilha M15 PVD

Pode-se então afirmar que a utilização da alta pressão foi benéfica em termos de aumento de vida e resistência ao desgaste na usinagem do aço inox super duplex trabalhando com pastilha de cobertura PVD.

4.1.1 - Ferramenta Classe M15 PVD- Análise do Acabamento das superfícies torneadas

A figura 4.13 mostra o desenvolvimento da rugosidade ao longo dos ensaios em cada uma das situações testadas. A rugosidade (medida em Ra e Rz), assim como o desgaste, foi utilizada como parâmetro para a identificação da melhor condição para a usinagem do aço inoxidável super duplex.

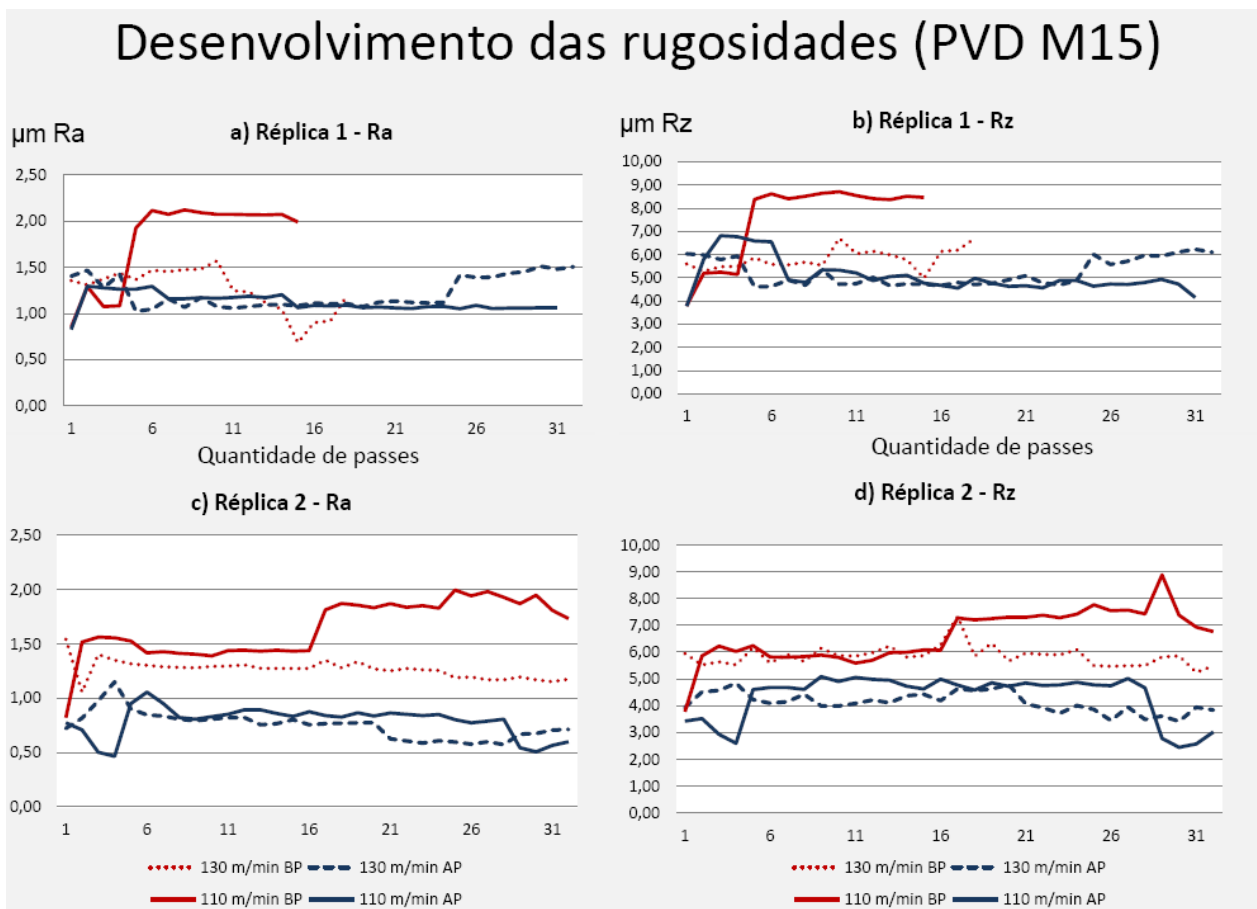


Figura 4. 13 - Evolução da rugosidade nas duas réplicas em Ra e Rz. a) réplica 1, Ra b) réplica 1, Rz c) réplica 2, Ra d) réplica 2, Rz

As linhas azuis, que representam as usinagens com refrigeração de 70 bars e velocidade de corte de 110 e 130 m/min respectivamente, indicam em todos os casos a manutenção de acabamento uniforme ao longo da usinagem. Nas duas réplicas os valores de rugosidade foram inferiores a 1,5 μm em Ra, mesmo quando o desgaste da pastilha era mais elevado, ou seja, quanto mais próximo das últimas passadas. A manutenção do valor da rugosidade mesmo com

desgaste elevado, deve-se ao fato de que o principal desgaste foi de entalhe, que não tem influência na forma da ponta da ferramenta na região de aresta secundária. A rugosidade obtida numa superfície torneada depende bastante da forma da ponta (DINIZ, 2006). Pode-se dizer que a rugosidade de uma superfície torneada está muito relacionada com o “negativo” da forma da ponta da ferramenta deixada na peça.

A figura 4.14 mostra o gráfico de principais efeitos para os valores de rugosidade, no início de vida da ferramenta. Novamente o efeito da pressão da refrigeração é visto como mais influente que o da v_c . Com alta pressão, a tendência é que a rugosidade seja mais baixa, o que faz do acabamento melhor. Uma hipótese para explicar esta influência é o fato de que, com o material mais frio na região de corte, o que é proporcionado pela alta pressão do fluido, ocorre menor deformação da região da peça vizinha àquela que se transforma em cavaco, deformação esta que é uma das contribuições para a formação da rugosidade. A velocidade de corte, por sua vez, influencia positivamente quando é maior, ou seja, 130 m/min. Tentar explicar a contribuição da velocidade de corte na rugosidade seria arriscado, já que a variação é muito pequena.

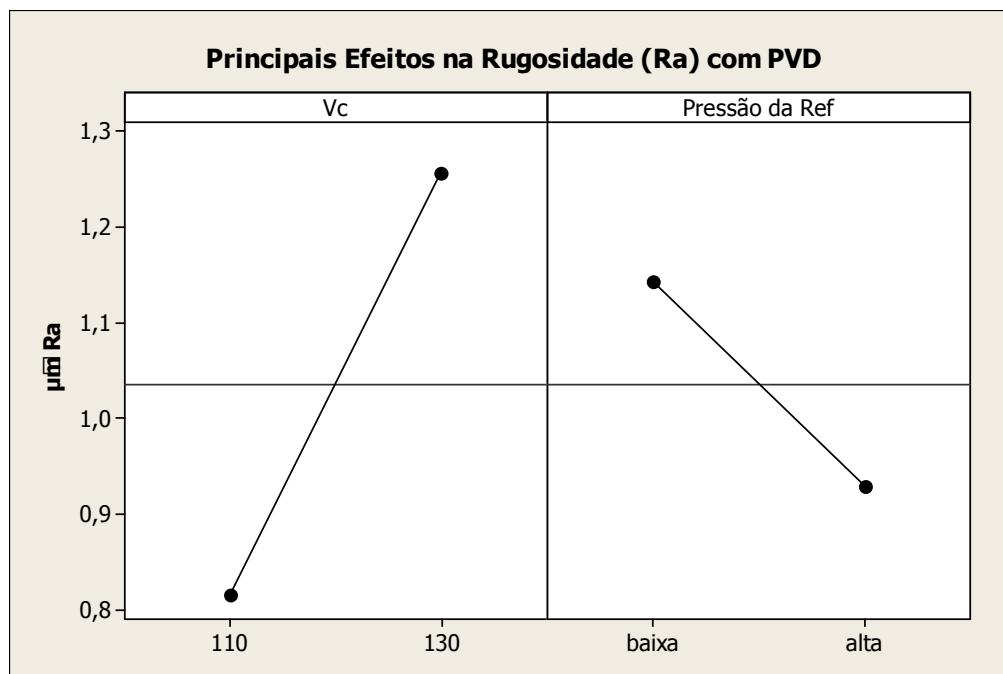


Figura 4. 14 - Principais efeitos dos fatores influentes na rugosidade obtida após a usinagem com pastilha PVD M15

Nesta etapa dos ensaios, foram utilizadas as pastilhas CNMG 120408-MM 2015, com cobertura CVD e classe ISO M15. A exemplo do que foi feito no caso anterior, nas figuras 4.15 e 4.16 são apresentados os resultados referentes ao desenvolvimento do desgaste em duas réplicas, 1 e 2 respectivamente.

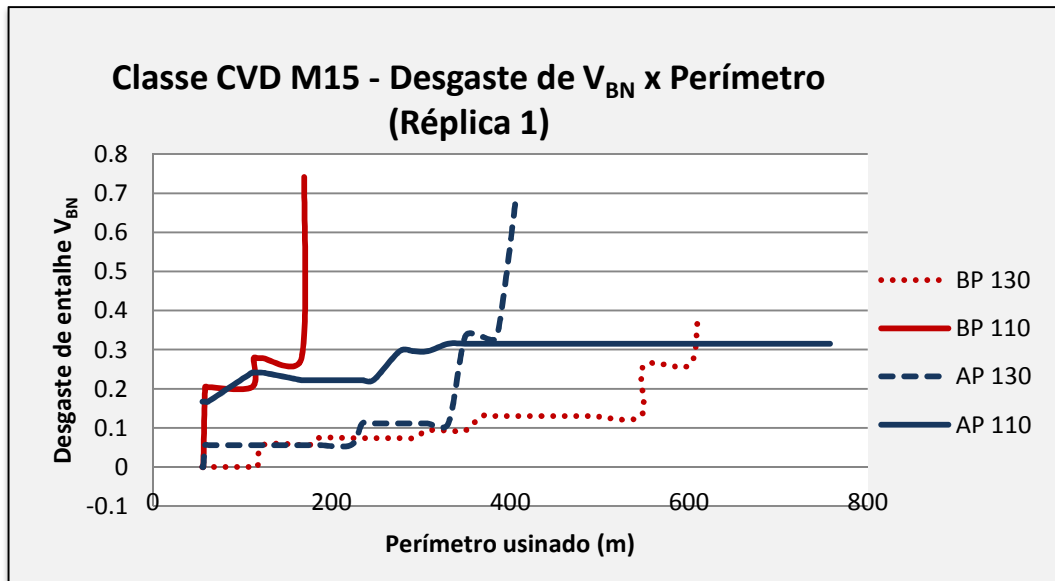


Figura 4.15 - Representação gráfica dos ensaios realizados na primeira réplica em usinagem com classe M15 CVD. Desgaste V_{BN} em função do perímetro usado

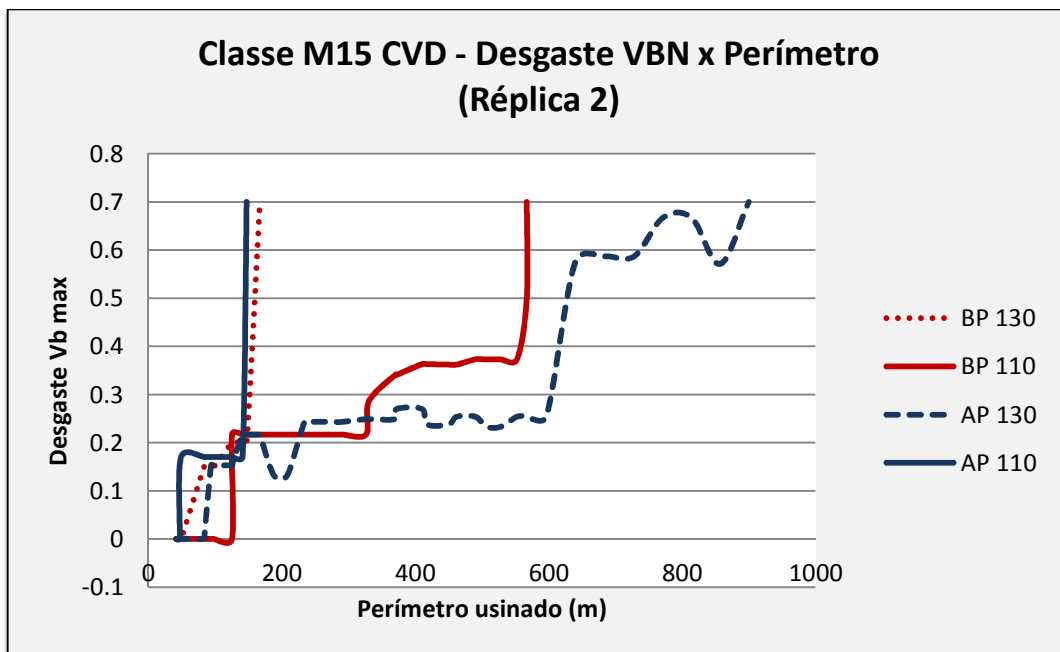


Figura 4.16- Representação gráfica dos ensaios realizados na segunda réplica com classe M25 CVD. Desgaste V_{BN} em função do perímetro usinado

As figuras 4.15 e 4.16 mostram resultados muito distintos entre si. As ferramentas com cobertura CVD tiveram desempenho bastante distinto daquele observado nas ferramentas com cobertura PVD, de maneira que em nenhum caso o perímetro usinado chegou aos 1000 m. Além disso, todos os ensaios apresentaram resultados muito diferentes se comparadas as duas réplicas de um mesmo ensaio. Por exemplo, no ensaio com alta pressão de fluido e $v_c = 130$ m/min, na primeira réplica atingiu-se o desgaste $V_B = 0,3$ mm com menos de 400 m de perímetro usinado, enquanto na 2ª. réplica, atingiu-se este valor de desgaste com mais de 600 m de perímetro usinado. No ensaio com baixa pressão de fluido e $v_c = 110$ m/min, este valor de desgaste foi atingido com apenas 170 m de perímetro usinado em uma réplica enquanto na outra réplica foi possível usar 570 m.

Além dos desgastes já citados na usinagem com pastilhas PVD, avarias como lascamentos e fraturas foram observadas na usinagem com classe CVD M15.

Os resultados descritos abaixo, não indicam uma tendência para se concluir qual é a melhor condição para aplicação de uma pastilha CVD. Portanto não é possível dizer que a aplicação de fluido de corte em altas pressões é benéfica para a vida das pastilhas CVD. Mas o que se pode afirmar com certeza é que a ferramenta CVD não é adequada para tornear esta liga nas condições utilizadas neste trabalho.

Os ensaios com ferramenta CVD, $v_c = 110$ m/min e refrigeração de 70 bar, de acordo com as figuras 4.15 e 4.16, apresentaram rendimento razoável na primeira réplica, atingindo um perímetro usinado maior que 700 m, porém na segunda réplica, houve lascamento antes que se completasse 200 m de usinagem. A figura 4.17, mostra a pastilha utilizada na primeira réplica em imagem de MEV, e a figura 4.18, que mostra a pastilha utilizada na segunda réplica após poucas passadas, em imagem de microscópio óptico. Segundo Sandvik Coromant (2008), as pastilhas CVD são mais sensíveis ao lascamento por impacto das rebarbas quando comparadas às pastilhas PVD. As tensões residuais de tração, resultantes das altas temperaturas do processo de deposição da cobertura, favorecem a formação de trincas mecânicas ou lascamentos quando expostas a impactos cíclicos. Além disso, a maior dureza da cobertura de TiAlN usada na

ferramenta com cobertura PVD (ver tabela 2.3) deve ter contribuído para a maior resistência ao sulcamento na ferramenta causado pela rebarba. Como pode ser visto nesta figura (e em todas que mostram as regiões desgastadas das ferramentas utilizadas nos ensaios com ferramenta CVD), o entalhe, já ocorrido nas ferramentas com cobertura PVD, rapidamente se tornava em lascamento na região da aresta próxima ao limite da profundidade de corte. Interessante notar nas figuras 4.17 e 4.18 que a aresta fora da região lascada apresenta desgaste muito pequeno. Assim, pode-se concluir que a ferramenta com cobertura CVD é muito pouco resistente ao mecanismo que gera desgaste de entalhe, o que faz com que este desgaste cresça muito mais rapidamente que qualquer outro tipo de desgaste gerado por outros mecanismos. Devido ao crescimento rápido do entalhe, a aresta lasca também muito rapidamente naquela região.

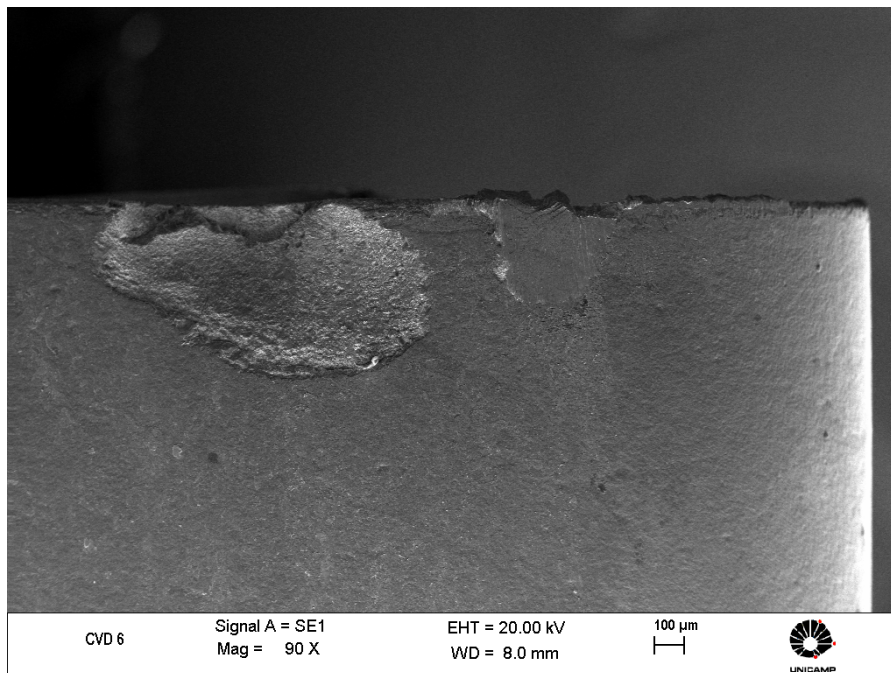


Figura 4. 17- Imagem de MEV da pastilha CVD M15 com lascamento e aderência, após a usinagem com $v_c = 110\text{m/min}$ com alta pressão na primeira réplica. 90x

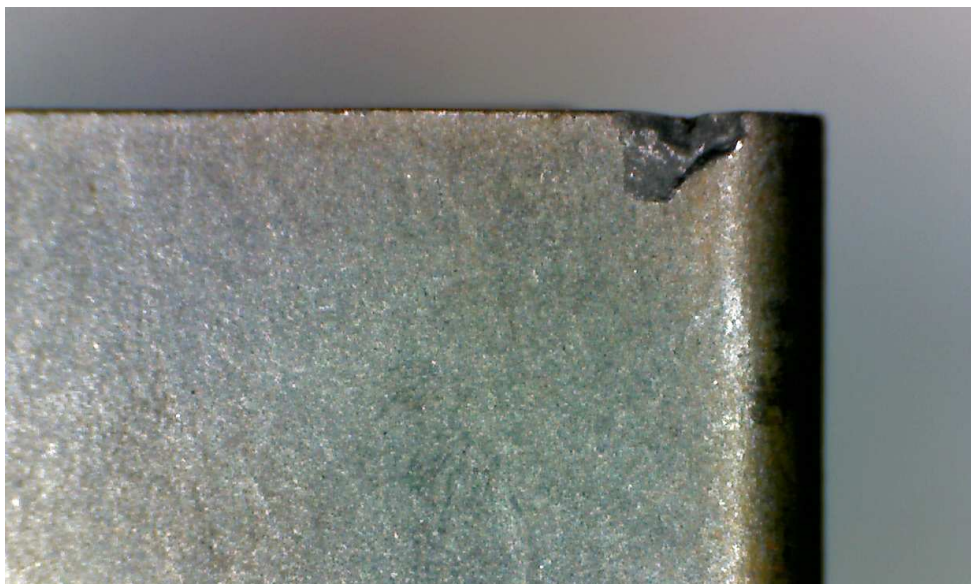


Figura 4.18- Pastilha CVD M15 com lascamento, após a usinagem com $v_c=110\text{m/min}$ e refrigeração de alta pressão. Mic. óptico, 55x

O conjunto de condições de usinagem que proporcionou a menor diferença entre as réplicas quando utilizadas pastilhas CVD foi composta de $v_c = 130 \text{ m/min}$ e alta pressão. Mesmo assim, comparativamente a diferença foi grande, como já citado.

A figura 4.19, mostra uma fratura ocorrida na ferramenta utilizada na segunda réplica do ensaio nestas condições, causada pela continuação da usinagem mesmo depois da pastilha apresentar entalhe. O acabamento, citado no tópico seguinte, se mantinha abaixo dos $1,5 \mu\text{m Ra}$ e esse foi o motivo para a continuidade da usinagem até o ponto atingido. Nesta figura nem se pode analisar o desgaste em outras porções da aresta de corte, como feito na figuras 4.19 e 4.20, já que o lascamento foi de tal proporção que consumiu toda a aresta de corte em contato com a peça.

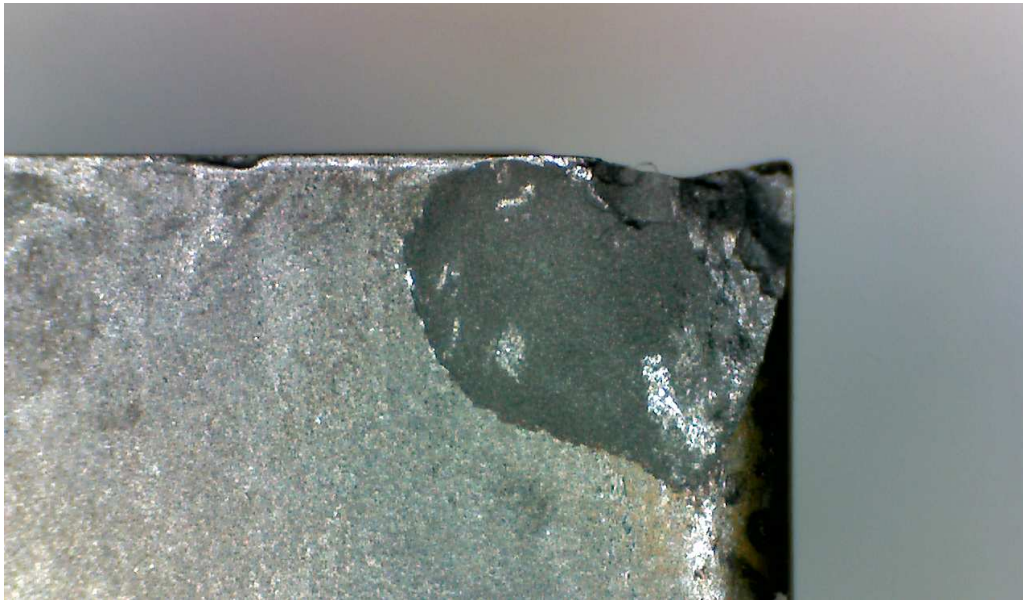


Figura 4.19- Pastilha CVD M15 com fratura, após a usinagem com $v_c=130\text{m/min}$ e alta pressão. Mic. óptico, 55x

A variação da pressão de refrigeração também não surtiu efeito em termos de melhora de comportamento das pastilhas CVD na usinagem do super duplex. A exemplo das outras mostradas anteriormente, a combinação CVD, $v_c = 110 \text{ m/min}$ e baixa pressão do fluido se mostrou oscilante nas duas réplicas. Nas gráficos das figuras 4.15 e 4.16, é possível observar que a primeira réplica, não apresentou bom desempenho usinando um perímetro menor que 200 m, enquanto que na segunda réplica houve melhora, porém pouco significativa se comparada aos rendimentos obtidos nas usinagens com pastilhas PVD.

A figura 4.20, mostra mais um exemplo de lascamento ocorrido com as pastilhas CVD M15. Neste caso, pode-se observar que a aresta de corte foi totalmente comprometida pela quebra causada, provavelmente pelo impacto das rebarbas e dos cavacos que não se quebraram de forma adequada. Observa-se nesta figura que, além do entalhe ocorrido no limite da profundidade de corte (a 1 mm da ponta da ferramenta), ocorreram lascamentos na aresta em regiões que não tinham contato com a peça, provavelmente devido ao impacto com cavacos e com a rebarba formada.

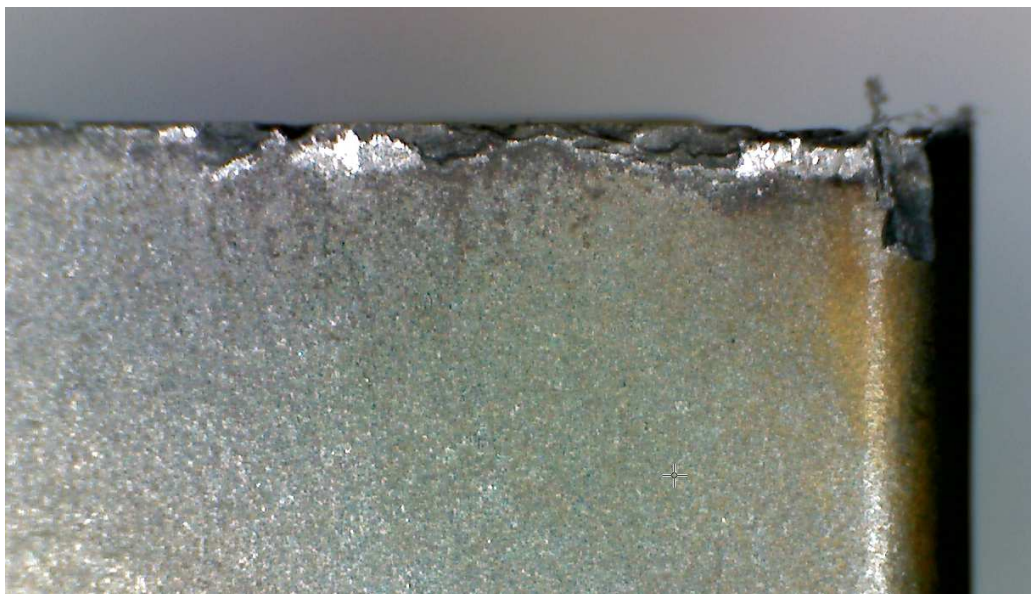


Figura 4.20- Pastilha CVD M15 com lascamento, após a usinagem com $v_c = 110$ m/min e refrigeração de baixa pressão. Mic. óptico, 55x

Assim como mostrado no item anterior, o comportamento da pastilha CVD M15 trabalhando com baixa pressão de fluido, a 130 m/min, foi diferente para as duas réplicas. Conforme mostra a figura 4.21, o lascamento voltou a ser encontrado ao final da usinagem.

As quatro situações, apresentaram um comportamento muito abaixo das pastilhas PVD, na medida em que as condições de corte foram repetidas com os mesmos critérios. Os resultados obtidos com o uso da refrigeração com alta pressão, foram muito diferentes entre as réplicas, o que tornou os resultados incoerentes. Com isso, não é possível afirmar que o uso desse sistema melhorou ou piorou o desempenho das ferramentas.



Figura 4.21- Pastilha CVD M15 com lascamento, após a usinagem com $v_c = 130\text{m/min}$ e baixa pressão. Mic. óptico, 55x

4.2.1 - Ferramenta Classe M15 CVD - Análise do Acabamento das superfícies torneadas

A figura 4.22 mostra o desenvolvimento da rugosidade ao longo dos ensaios em cada uma das situações testadas. A rugosidade (medida em Ra e Rz), a exemplo do desgaste foi utilizada como parâmetro para a identificação da melhor condição para a usinagem do aço inoxidável super duplex.

Desenvolvimento das rugosidades (CVD –M15)

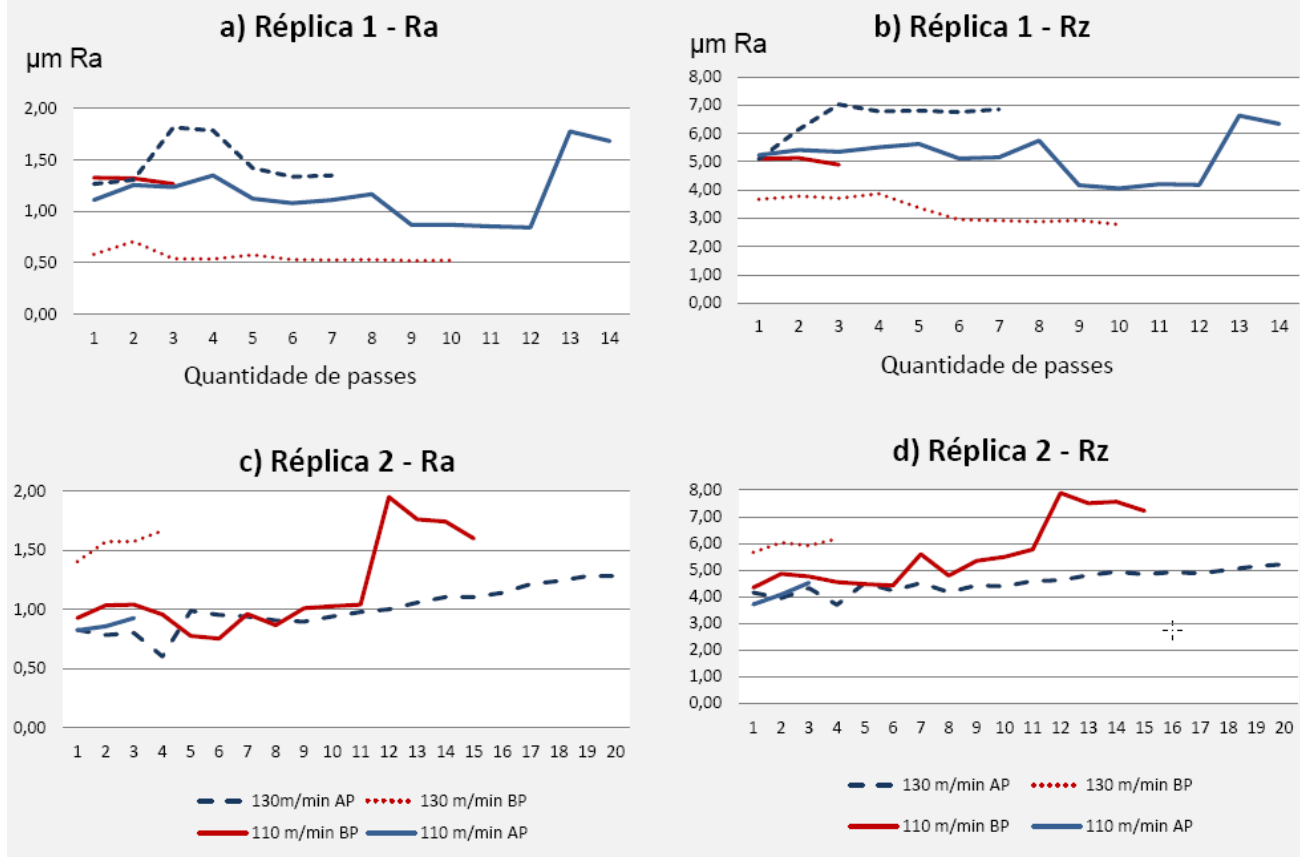


Figura 4.22- Evolução da rugosidade nas duas réplicas em Ra e Rz. a) réplica 1, Ra b) réplica 1 Rz c) réplica 2, Ra d) réplica 2, Rz

A mesma dificuldade para indicar uma tendência, quando estudando o desenvolvimento dos desgastes com a classe CVD M15, foi encontrada para discutir os valores de rugosidade encontrados ao longo dos ensaios. A figura 4.22 mostra que a rugosidade varia bastante de uma réplica para a outra do mesmo ensaio. Portanto em termos de acabamento, assim como em vida útil, pode-se dizer que as pastilhas CVD não apresentaram comportamentos satisfatórios, seja com refrigeração de baixa pressão, a 15 bars, ou com refrigeração de alta pressão, a 70 bars. Um outro fato importante pode ser observado nestas figuras; apesar das ferramentas terem apresentado lascamentos grandes na região do entalhe e, em alguns casos, estes lascamentos terem consumido toda a aresta de corte, a rugosidade da peça usinada não apresentou forte

variação ao longo do ensaio. Isto foi devido ao fato de que os desgastes ocorriam longe da aresta secundária de corte e, portanto, não variavam acentuadamente a forma da ponta da ferramenta.

4.3 - Considerações a respeito dos resultados de vida e acabamento

Durante os ensaios foi observado que as pastilhas PVD obtiveram resultados melhores que as CVD tanto em usinagem com refrigeração de alta pressão como em baixa, o que inclusive contraria as recomendações do fabricante de ferramentas para a usinagem de duplex. Como as durezas de substratos são muito próximas (as duas atendem o mesmo campo ISO M15) e a geometria de corte é exatamente a mesma, a cobertura é o fator que mais diferencia uma classe da outra.

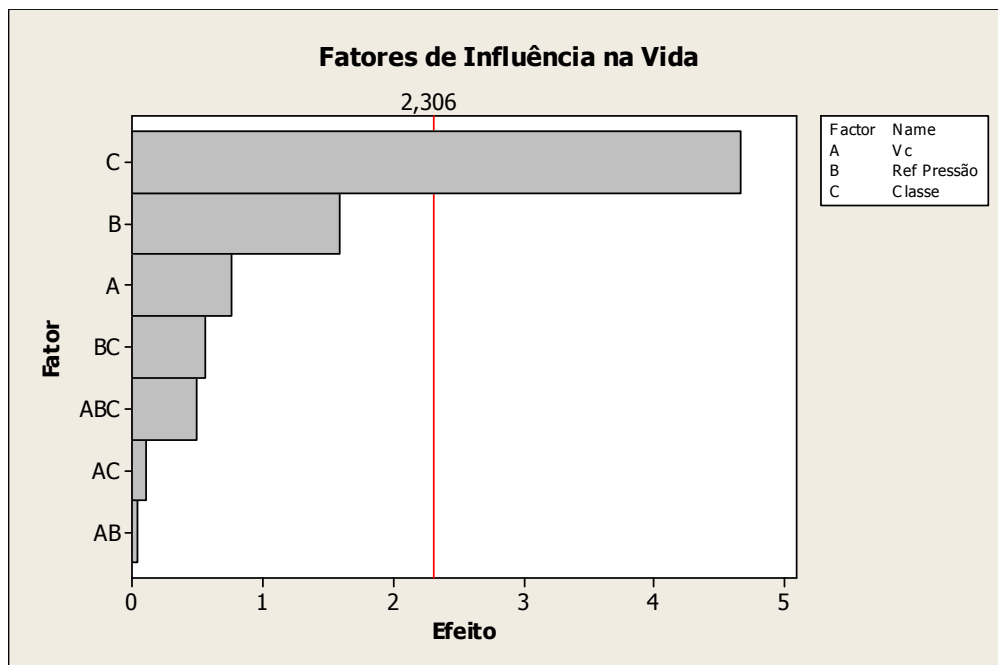


Figura 4.23- Gráfico de Pareto com interação para fatores influentes nas vidas das pastilhas PVD e CVD. A) velocidade de corte B) pressão de refrigeração e C) classe da pastilha

Na figura 4.23, pode-se observar que a classe de fato foi o fator mais influente na vida das pastilhas durante os ensaios, quando se levam em consideração todos os ensaios realizados (incluindo as 2 classes de ferramentas testadas). Uma causa possível é a dureza mais elevada da cobertura PVD em relação à CVD. A dureza do TiAlN presente na cobertura PVD, em torno de 3300HV, é maior que a do Al₂O₃, que é parte da cobertura CVD e mede em torno de 2300HV.

Vale lembrar que para chegar até essas camadas, o desgaste deve ultrapassar a camada de TiN, que está presente nas coberturas de ambas as classes.

Por causa da maior dureza, a camada de TiAlN apresenta melhor resistência ao entalhe possivelmente causado pela abrasão proporcionada pelo atrito entre a rebarba encruada em conjunto com a superfície encruada da peça, contra a ferramenta. Além da dureza da camada, também pode-se destacar a alta resistência à oxidação, que é citada na literatura como o principal mecanismo de origem do desgaste do tipo entalhe, como uma propriedade importante para a obtenção desses resultados. Porém, como não se verificou nenhum indício de que a oxidação da ferramenta tenha ocorrido e as condições para a oxidação não estão presentes (alta temperatura da ferramenta, materiais de ferramentas com afinidade química com material da peça), não se apontou ao longo deste trabalho este mecanismo como provável causador do desgaste de entalhe.

Os outros fatores de influência mostrados na figura 4.23, não permitem uma afirmação conclusiva, porém indicam algumas tendências importantes para o estudo. Uma delas é de que o uso de alta pressão pode ser benéfico em relação ao aumento da vida útil. Durante os ensaios, essa condição se mostrou mais apropriada quando a pastilha utilizada tinha cobertura PVD. Contudo, quando usinando com pastilhas CVD, os resultados não mostraram coerência, o que faz com que não se tenha um resultado conclusivo sobre a aplicação da alta pressão. A figura 4.24 mostra os principais efeitos dos fatores que influenciaram na vida útil, considerando-se todos os ensaios.

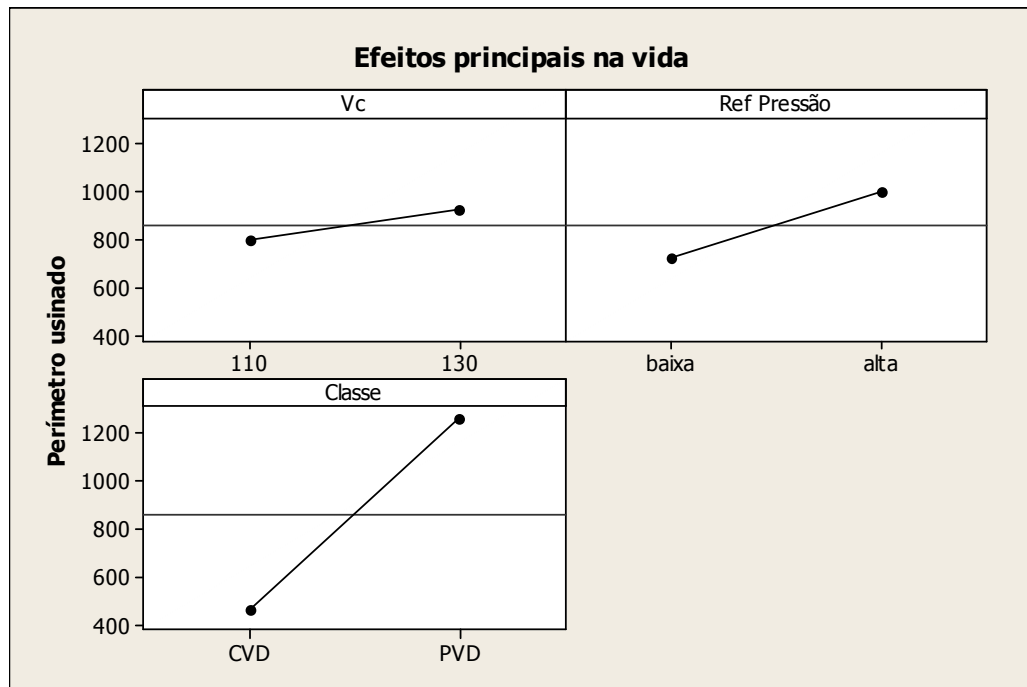


Figura 4.24- Efeitos principais dos fatores influentes na vida das pastilhas com três variáveis

Baseado no que foi até aqui exposto, pode-se concluir que para o torneamento de aço inoxidável super duplex em condições similares às utilizadas neste trabalho, deve-se utilizar ferramenta com cobertura PVD e camadas de TiN/TiAlN e alta pressão do fluido de refrigeração. Como a velocidade de corte teve pouca influência tanto no desgaste da ferramenta quanto na rugosidade da peça, deve-se utilizar a velocidade mais alta dentre as aqui testadas a fim de se ter um processo mais produtivo. Estas conclusões ainda carecem de uma análise da influência destes parâmetros na resistência à corrosão da peça torneada, análise esta que será realizada mais à frente.

4.3.1 - Formação e quebra de cavacos

Durante os ensaios foi estudada a quebra de cavacos na usinagem a fim de obter-se mais informações a respeito do comportamento do material nas condições testadas e do desempenho das ferramentas para essas condições. Nesse contexto, a pressão de refrigeração é um dos fatores que podem contribuir para a melhor formação de cavacos. Deve-se, no entanto, levar em conta

além dela, a profundidade de corte, que determina a largura e o avanço de corte, que determina a espessura do cavaco.

Durante a execução dos ensaios, para coleta de cavacos utilizou-se os mesmos corpos de prova e ferramentas usados nos ensaios de vida, usinando-se comprimentos suficientes para que houvesse a formação de cavacos para análise. Foram feitas duas réplicas em operações de torneamento longitudinal. A figura 4.25 mostra a formação de cavacos em diferentes profundidades de corte e avanços, operando-se com refrigeração em baixa pressão. Já a figura 4.26 mostra a formação de cavacos nas mesmas condições de corte, porém utilizando-se refrigeração de alta pressão.

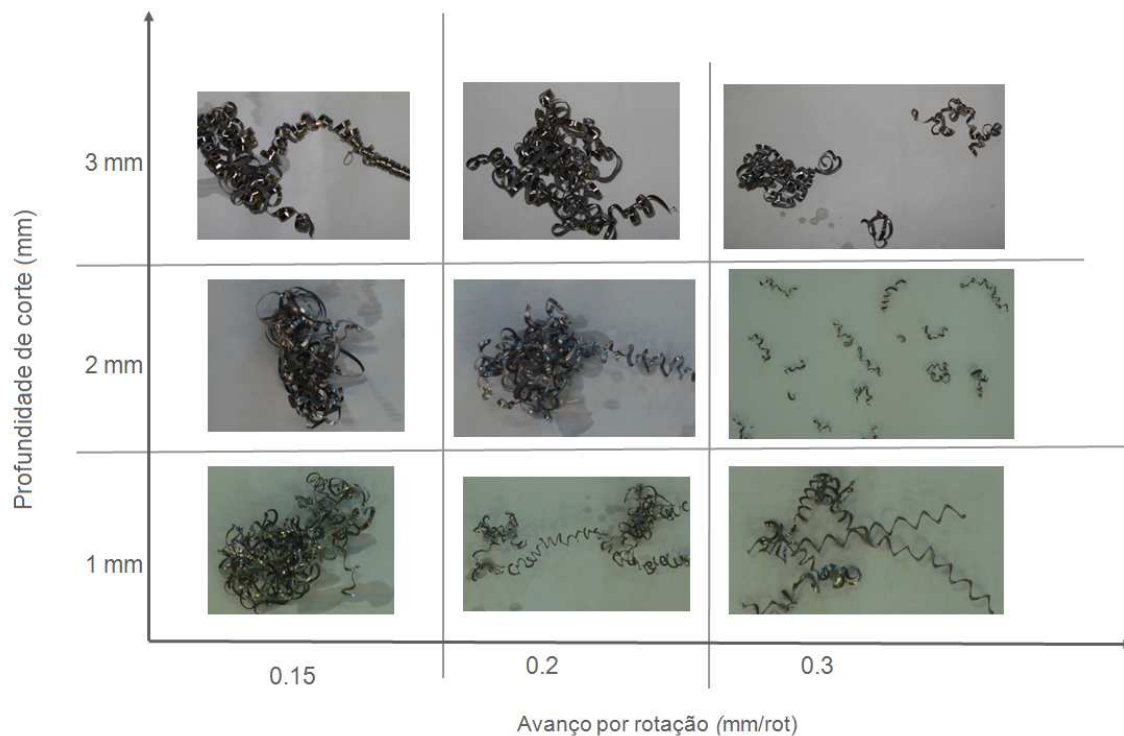


Figura 4. 25- Formação de cavacos em torneamento de SAF 2507 com $v_c = 110\text{m/min}$ e refrigeração de baixa pressão

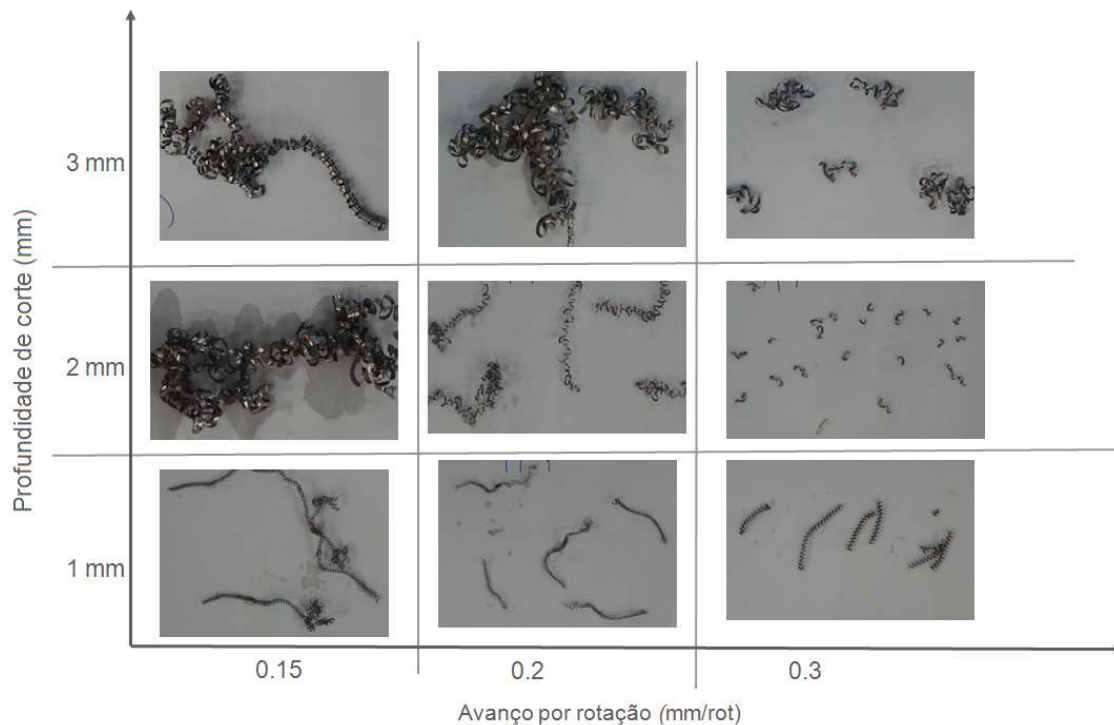


Figura 4.26- Formação de cavacos em torneamento de SAF 2507 com $v_c=110$ m/min e refrigeração de alta pressão

Os aços inoxidáveis super duplex apresentam cavacos do tipo contínuo, seguindo o critério para a classificação conforme Ferraresi (1977). Entretanto, durante os ensaios, com relação à forma dos cavacos, diferentes formas foram obtidas, como se pode observar nas figuras 4.25 e 4.26.

Comparativamente, os ensaios indicam melhor controle de cavacos através do uso de refrigeração de alta pressão em profundidades de corte menores. Com profundidade de corte de 1 mm, independentemente dos avanços utilizados houve formação de cavacos helicoidais curtos, com comprimentos ainda menores de acordo com o aumento do avanço. Essa formação contrasta com a observada nas usinagens em mesma profundidade em que utilizou-se refrigeração em baixa pressão. Nesses casos, os cavacos tenderam à formação de fitas durante o torneamento.

Com profundidade de corte 2 mm também é possível identificar vantagens quando se aplica a alta pressão. Com avanço de 0,3 mm/rot., formam-se cavacos em lascas, enquanto que com 0,2 mm/rot. os cavacos tendem ter forma helicoidal. Comparados aos cavacos formados na usinagem com refrigeração em baixa pressão nas mesmas condições, a alta pressão apresenta

melhores desempenhos. No entanto, quando as profundidades de corte utilizadas foram maiores, ou no caso da profundidade de 2 mm, quando o avanço utilizado era 0,1mm/rot, os desempenhos apresentados eram semelhantes. A alta ductilidade do SAF 2507 somada à alta tendência de endurecimento dos cavacos encruados, provavelmente prejudica a ação do fluxo do fluido como alavanca para a quebra do cavaco, o que faz com que os cavacos sejam mais difíceis de quebrar.

Estes resultados mostram que, pelo menos quando se tem profundidade de corte pequena, o fluido injetado em alta pressão e direcionado à interface cavaco-ferramenta é capaz de auxiliar na quebra do cavaco. Quando se tem maior remoção (principalmente profundidades altas) o fluido já não tem energia suficiente para promover a curvatura e posterior quebra do cavaco.

4.4 - Influência das condições de usinagem e desgaste da ferramenta na resistência aos pites

A resistência à formação de pites, assim como outros fatores como o custo da matéria-prima por exemplo, é de extrema importância para a seleção ou não de um aço inoxidável super duplex para aplicações em ambientes agressivos. Por essa razão, uma das preocupações deste estudo foi tentar detectar qual a interferência das variáveis do processo de usinagem na formação de pontos de corrosão por pites.

Para isso corpos de prova foram usinados, usando-se 8 diferentes condições de usinagem para o torneamento da face das peças: as 4 condições já utilizadas com ferramenta PVD (2 v_{cs} e 2 pressões de refrigeração), todas elas usinadas com ferramenta em início de vida e também com ferramenta desgastada. Quando se torneou com ferramenta desgastada, a aresta usada foi a mesma que já tinha sido utilizada para os ensaios de torneamento naquela determinada condição. Estas amostras torneadas foram então submetidas ao ensaio de corrosão por pites, como mostrado no capítulo 3. Com a auxílio de um *software* para processamento da imagem (Image J), capaz de reconhecer o percentual de claro e escuro numa foto, foram analisadas imagens obtidas através do MEV com as superfícies das amostras de aço inoxidável após os ensaios de usinagem e

submetidas ao ataque corrosivo. Na figura 4.27, pode-se ver um exemplo de uma imagem de corpo de prova já submetido ao ataque químico. A figura 4.27 a) mostra a foto do corpo de prova tirada no microscópio eletrônico de varredura e a figura 4.27 b) mostra a mesma foto processada pelo software a fim de realçar os pontos escuros, que são os pites causados pela corrosão.

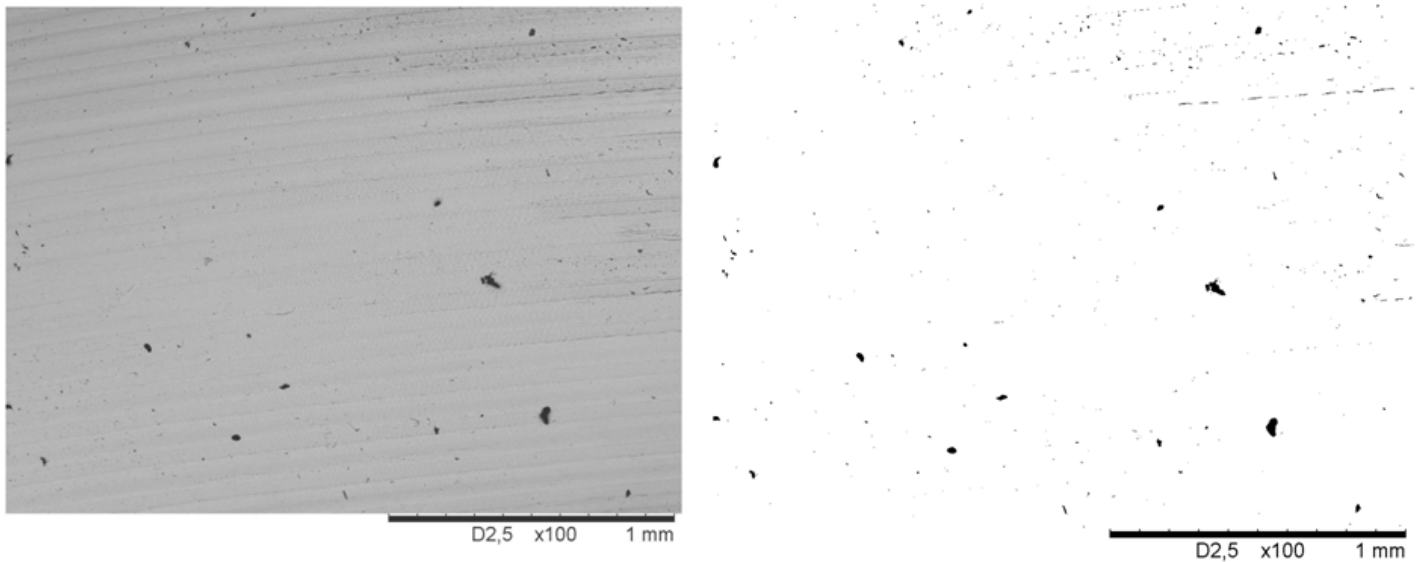


Figura 4.27- Imagem de MEV da formação de pites em super duplex após a usinagem com refrigeração de alta pressão, $v_c = 110$ m/min e pastilha desgastada, 100x: a)Imagem MEV b) Imagem processada pelo ImageJ

Os resultados obtidos durante os ensaios de corrosão podem ser vistos nas figuras 4.28 e 4.29.

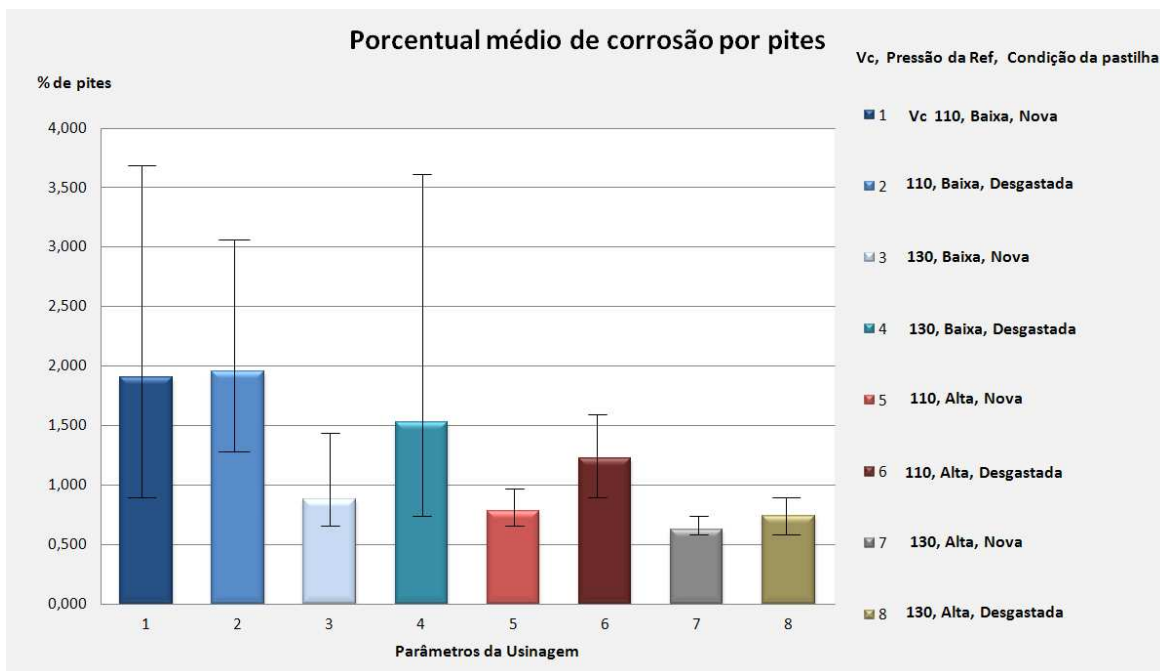


Figura 4.28- Valores percentuais da formação de pites nas diferentes condições de usinagem

De acordo com a figura 4.28, comparativamente, em todas as situações em que se utilizou refrigeração alta pressão, as amostras analisadas apresentaram menores índices de formação de pites. As colunas 1, 2, 3 e 4 representam as amostras usinadas aplicando-se refrigeração com pressão 15 bar, enquanto as colunas 5, 6, 7 e 8 representam as amostras usinadas com 70 bar. As colunas 5, 6, 7 e 8 indicam valores percentualmente mais baixos de corrosão por pites, independentemente do uso de pastilhas novas ou gastas, ou velocidades de corte de 110 ou 130 m/min. Antes de se analisar este resultado, deve-se lembrar que o processo de usinagem pode prejudicar a resistência à corrosão do material usinado, devido à deformação elástica e, principalmente, plástica que causa na superfície da peça. Além disso, a maior capacidade de refrigeração proporcionada pela alta pressão do fluido que reduz a temperatura do material na região de corte e também a temperatura da parte restante da peça, é outro fator de influência na resistência à corrosão.

A figura 4.29 mostra que a pressão da refrigeração foi, de fato, o fator mais significativo no que tange à resistência a corrosão posterior à usinagem.

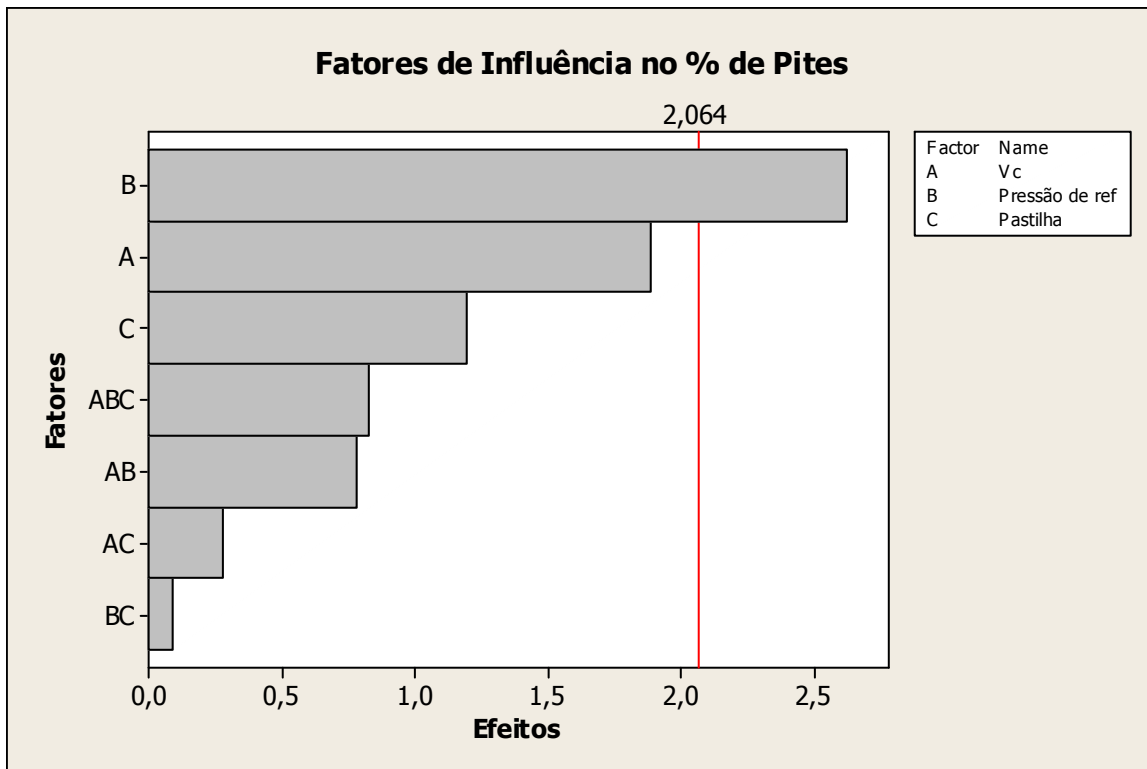


Figura 4.29 - A influência das variáveis de corte na formação de pites após a usinagem

A figura 4.29 indica ainda, de forma não significativa para o nível de confiança adotada neste teste estatístico, que a velocidade de corte, seguida pela condição da pastilha utilizada, são os outros fatores que contribuem para o incentivo à corrosão. A interação entre esses fatores também pode ser observada, porém não apresentou resultados significativos.

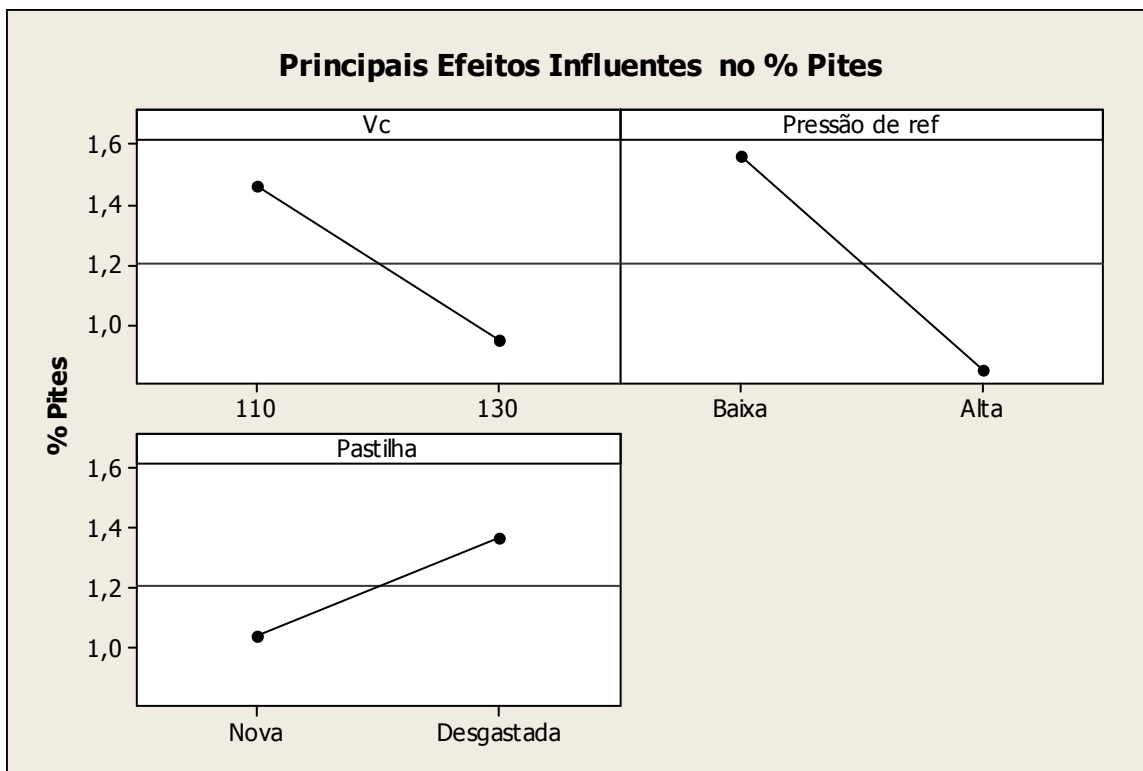


Figura 4.30 - Principais efeitos dos fatores influentes no % de corrosão por pites

Na figura 4.30 podem-se observar os gráficos de principais efeitos dos fatores influentes no incentivo à corrosão. Nota-se que, como já abordado anteriormente, o uso da alta pressão proporciona menor corrosão. Nas situações em que a velocidade de corte é aumentada de 110 para 130 m/min, também ocorre redução nos valores. Entretanto, em média essa redução não significativa estatisticamente como a proporcionada pelo aumento da pressão de refrigeração. O aumento da velocidade de corte causa aumento da temperatura na região cortada e isto supostamente deveria causar prejuízo à resistência à corrosão. Porém, o aumento de v_c , principalmente quando ela se encontra em valores baixos como os utilizados neste trabalho, causa uma forte diminuição da pressão de corte (DINIZ, 2006) e, assim, causa menor deformação plástica na superfície da peça, dificultando a corrosão.

Em relação à terceira variável do ensaio, o uso de pastilhas com arestas novas ou desgastadas, pode-se concluir pelas figuras 4.28, 4.29 e 4.30, que o uso de pastilhas desgastadas também contribui para o aumento da tendência de formação de pontos de corrosão por pite em aços inoxidáveis super duplex, contudo, a influência é ainda menor que a da velocidade de corte.

Aqui também se pode citar a influência da temperatura. A maior temperatura na região de corte causada pela ferramenta desgastada, facilita a deformação plástica da superfície da peça e, assim, incentiva a corrosão. Porém este parâmetro não é tão influente quanto os outros dois provavelmente porque o desgaste de entalhe, que foi o principal tipo de desgaste das ferramentas utilizadas nos ensaios, não ocorre na interface entre a ferramenta e a peça e, por isso, supostamente não deve aumentar em muito a temperatura na superfície usinada.

O acabamento é outro fator levado em conta durante a análise dos resultados das corrosões depois da usinagem. Conforme o que já foi abordado na revisão teórica, o acabamento tem influência direta sobre a formação da camada de passivação que protege os aços inoxidáveis fazendo-os mais resistentes a quaisquer tipos de corrosão. Quanto menor rugosidade, supostamente ter-se-ia maior resistência à corrosão. Porém, durante os ensaios não foi encontrada relação entre resistência aos pites e acabamento da superfície usinada. Na figura 4.31 são mostrados resultados de acabamento com pastilhas em começo e fim de vida, no primeiro e no último passe respectivamente, sob as diferentes situações de velocidade de corte e pressão de refrigeração. Pode-se observar que os valores de acabamento são próximos na maioria das situações, sendo que na condição em que a refrigeração é de baixa pressão e a v_c é 130 m/min, a pastilha desgastada apresenta rugosidade mais baixa que a pastilha em começo de vida. Nos outros casos, as pastilhas desgastadas apresentam rugosidades maiores que as novas, porém com exceção do caso em que a pressão é baixa e a velocidade de corte é 110 m/min, a diferença de acabamento é muito pequena entre o primeiro e o último passe. Comparando-se as figuras 4.28 e 4.31 vê-se que não existe relação entre rugosidade e resistência à corrosão. Em termos de resistência à corrosão, por exemplo, as condições com alta pressão de fluido sempre mostraram-se melhores que as condições com baixa pressão, o que não ocorreu com a rugosidade. Também em termos de desgaste da ferramenta, ferramentas desgastadas quase sempre produziram peças com menor resistência à corrosão, o que nem sempre ocorreu com a rugosidade.

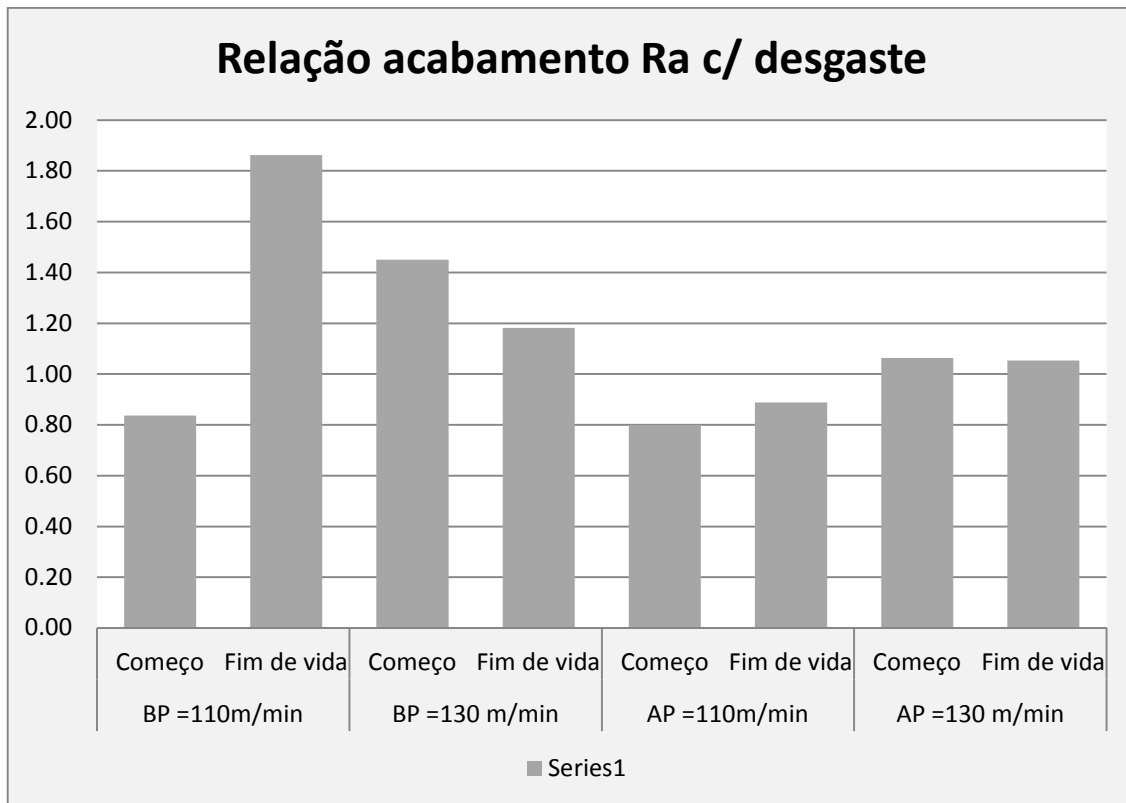


Figura 4.31- Relação entre o desgaste das pastilhas e a rugosidade obtida durante os ensaios

Baseado nestes resultados, pode-se dizer que a força específica de corte e temperatura do material na região de contato peça-ferramenta-cavaco (força por área de cavaco calculada) são os fatores relacionados ao processo de usinagem que influenciam na resistência à corrosão por pites. Portanto, para se obter máxima resistência à corrosão em peças usinadas nas condições usadas nos experimentos deste trabalho, o torneamento deve ocorrer com alta pressão de refrigeração, alta velocidade de corte e o desgaste da ferramenta deve ser controlado de maneira que não atinja valores elevados.

Capítulo 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS POSTERIORES

Com base nos resultados obtidos durante todas as etapas de experimentos no torneamento de aço inoxidável super duplex SAF 2507, para variáveis como pressão de refrigeração, velocidade de corte, tipo de cobertura e a influência delas na corrosão por pites, é possível concluir que, em condições similares às aquelas utilizadas neste trabalho:

- ❖ O desempenho das pastilhas com cobertura PVD, em termos de desgaste da ferramenta, se mostrou melhor que o das pastilhas CVD com classe M15, em torneamento médio de super duplex laminado. De uma forma geral, as vidas das pastilhas PVD foram maiores, tanto em aplicações com refrigeração de alta pressão como de baixa, para as duas velocidades de corte experimentadas.

- ❖ O tipo de desgaste mais encontrado foi entalhe causado pelo sulcamento que a rebarba produz, seguido por aderência, tanto nas pastilhas com cobertura PVD como nas com cobertura CVD.

- ❖ O uso de refrigeração de alta pressão proporciona benefícios como aumento de vida útil e redução da rugosidade da peça quando utilizada em pastilhas PVD, porém o mesmo não ocorre quando se utiliza a pastilha CVD.

- ❖ O uso de refrigeração de alta pressão proporciona melhor formação de cavacos na usinagem de super duplex, principalmente em profundidades de corte mais baixas.

- ❖ A maneira como se processa a usinagem afeta no desempenho do super duplex, no que tange a resistência à corrosão. Dentre os fatores levados em conta nas análises, a pressão da refrigeração é a que mais influencia na resistência à corrosão apresentada pelas amostras após a usinagem.

- ❖ Para se obter vidas maiores de ferramenta neste tipo de usinagem, deve-se utilizar ferramenta com cobertura PVD e camadas de TiN/TiAlN e alta pressão do fluido de refrigeração.

Como a velocidade de corte teve pouca influência tanto no desgaste da ferramenta quanto na rugosidade da peça, deve-se utilizar a velocidade mais alta dentre as aqui testadas a fim de se ter um processo mais produtivo.

❖ Para se ter a máxima resistência à corrosão das peças nas condições testadas neste trabalho, deve-se também trabalhar com fluido em alta pressão e velocidade de corte alta, como já se recomendou no item anterior. Além disso, deve-se controlar o desgaste da ferramenta para que ele não atinja valores muito altos.

Como sugestões para trabalhos posteriores, seguindo esta linha de pesquisa, pode-se citar:

- ✓ Testar o efeito da refrigeração de alta pressão no desgaste de super duplex
- ✓ Estudar a possível aplicação de outras coberturas PVD para aplicações de acabamento
- ✓ Estudar qual a influência da refrigeração de alta pressão no desempenho das ferramentas na usinagem de super duplex em operações de corte interrompido
- ✓ Estudar o fresamento de super duplex e o possível uso de refrigeração de alta pressão
- ✓ Testar a aplicação de cerâmicas em torneamento de super duplex

Capítulo 6

BIBLIOGRAFIA

- 1) ANSELMO, N. Corrosion behavior of supermartensitic stainless steel in aerated and CO₂-saturated synthetic seawater. **Materials Science and Engineering A**, v.428, p. 73-79, 2006.
- 2) ANTONIALLI, A.I.S, DINIZ, A.E, **Uma contribuição ao fresamento frontal da liga de titânio Ti-6Al-4V** Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2009
- 3) ASM INTERNATIONAL. ASM Machining of Stainless Steels. In: **Metals Handbook**, v. 16 – Machining, 9 ed. Materials Park: ASM International, 1989. p. 681-691.
- 4) AVESTAPOLARIT “ **Duplex Stainless Steels**”- AvestaPolarit AB, Avesta, Sweden, 2002
- 5) BERNER, M.; LIU,H.P.; OLSSON, C.O.A- 14th Nordic Congress (NKM-14) Copenhagen, Denmark, 13th-15th May -2007
- 6) BIERMANN,D; HEILMANN, “**Burr Minimization Strategies in Machining Operations**” Institute of Machining Technology, Technische Universität Dortmund,Baroper Str. 301, 44227 Dortmund, Germany, 2009
- 7) BORDINASSI, E.C.; STIPKOVIC FILHO, M.; BATALHA, F. G, “**Contribuição ao Estudo da Integridade Superficial de um Aço Super-Duplex Após Torneamento**”-Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos, São Paulo –SP , 2006
- 8) BORDINASSI, E.C.; STIPKOVIC FILHO, M.; BATALHA, F. G.; DELIJAICOV, S.; LIMA, N.B. de, Superficial Integrity Analysis in a Super-Duplex Stainless Steel after Turning, **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, vol. 18, p. 335-338, 2006.
- 9) BUNSHAH R. F.; “ **Handbook of Hard Coatings**” 1st Edition- Deposition Technologies, Properties and Applications, Ed- Noyes Publications, Park Ridge, New Jersey, U.S.A., 2001
- 10) CALLISTER, D. William Jr., **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. LTC, 589 p., 5ª ed., Rio de Janeiro, RJ, 2002.

- 11) CHAI, G.; KIVISÄKK, U.; TOKARUK, J.; EIDHAGEN J. “Hyper duplex stainless steel for deep subsea applications” **Stainless Steel World Magazine**, page 27-33, Sandvik Materials Technology, 811 81 Sandviken, Sweden, 2009
- 12) CHANG C. Turning of stainless steel with worn tools having chamfered main cutting edges. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v.4, p.291-313, 1998.
- 13) CHARLES J.; BERNHARDSSON, S. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: **Duplex Stainless Steels '91**, Beaune, Proceedings. Ed: Charles, J.; Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, v.1, p.3-48, 1991.
- 14) CHATER, J. The European market for duplex stainless steels”, **Duplex Steel World**, page1-4, www.stainless-steel-world.net, 2010
- 15) CHIAVERINI, V. “ **Aços e Ferros Fundidos- 7ª edição**” Associação Brasileira de Metalurgia-ABM-São Paulo,Brasil, 2005.
- 16) CHOY, K.L. “**Chemical vapour deposition of coatings**” *Progress in Materials Science* 48 (2003) 57–170, Department of Materials, Imperial College of Science, Technology and Medicine, Prince Consort Road, London SW7 2BP, UK
- 17) COSTA E SILVA, A. L. V., MEI, P. R **Aços e Ligas Especiais- 2ª edição**”Editora Edgard Blücher Ltda, São Paulo, Brasil 2006.
- 18) CRAFOORD, R.; KAMINSKI, J.; LAGERBERG, S.; LJUNGKRONA, O.; WRETTLAND, A. “ Chip control in tube turning using a highpressure water jet”. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: **Journal of Engineering Manufacture**, v. 213, B8, p. 761-767, 1999.
- 19) CURTIS, J. F.; KOVAK, W., High Performance Stainless Steels. **Nickel Development Institute**, 95 p., U.S.A., 2002.
- 20) DAHLMAN, P.; ESCURSELL, M. " High-pressure jet-assisted cooling: a new possibility for near net shape turning of decarburized steel” **International Journal of Machine Tools & Manufacture** 44, page 109–115, Product and Production Development, Chalmers University of Technology, SE-41150 Gothenburg, Sweden, 2004
- 21) DINIZ, A. E., MARCONDES, F. C e COPPINI, N.L. “**Tecnologia da Usinagem dos Materiais - 5ª edição**” Artiliber Editora Ltda, São Paulo, Brasil, 2006.

- 22) EZUGWO, E.O. ; WANG, Z.M. **Titanium alloys and their machinability**, School of Engineering Systems and Design, South Bank University, London SE1 OAA, UK, 1995
- 23) FERRARESI, D. Fundamentos da Usinagem dos Metais. In: *Usinagem dos Metais*, 1 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1977. v. 1
- 24) FONTANA, M.G. **Corrosion engineering**. McGraw-Hill Book Company, 1986. 282p.
- 25) GALVELE, J.R. **Passivity of metals**. In: FRANKENTHAL, R. P., KRUGER, J. (eds.). New Jersey: The Electrochemical Society, Inc., 1978. p.285-327.
- 26) GRAVALOS, Márcio Tadeu, **Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico**, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 122 p. Dissertação (Mestrado), 2008
- 27) HASSIOTIS, N.D.; PETROPOULOS, G.P., Influence of surface roughness on corrosion resistance of turned carbon steel parts, **International Journal of Machining and Machinability of Materials**, p. 202 – 212, vol. 1, n° 2, 2006.
- 28) INTERNATIONAL MOLYBINUM ASSOCIATION - IMO "Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels - 2° edition"- International Molybinum Association, London, UK, 2009
- 29) INTERNATIONAL MOLYBINUM ASSOCIATION - IMO "Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels - 1° edition"- International Molybinum Association, London, UK, 2001
- 30) ISAACS, H. S. et al. **Advances in localized corrosion**. NACE. Houston, Texas, p.393, 1990. J.; Bernhardsson, S. Les Ulis, France, Les Éditions de physique, v.1, p.3-48, 1991
- 31) JANG, D. Y. ; WATKINS, T. R. ; KOZACZEK, K. J. ; HUBBARD, C. R. ; CAVIN, O. B. **Surface residual stresses in machined austenitic stainless steel**. *Wear*, v.194, p.168-173, 1996.
- 32) KAMINSKI, J.; ALVELID, B. "Temperature reduction in the cutting zone in water-jet assisted turning". **Journal of Materials Processing Technology**, v. 106, no 1-3, p. 68-73, 2000

- 33) KAMRUZZAMAN M.; DHAR, N. R., “**Effect of applying high pressure coolant (HPC) jet in machining of 42CrMo4 steel by uncoated carbide inserts**” Department of Mechanical Engineering Dhaka University of Engineering & Technology, Gazipur, Bangladesh, Journal of Mechanical Engineering, 2008
- 34) KOPELIOVICH. D. “**Stainless Steels**”- Subs Tech, Substances & Technology, www.substech.com acesso dia 11/10 2011
- 35) KORKUT, I. ; KASAP, M. ; CIFTCI, I. ; SEKER, U. Determination of optimum cutting parameters during machining of AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials & Design**, v.25, p.303-305, 2004
- 36) MANÇO, H.G.A, MACHADO, A.R , GENNARI JR., W. “**Usinabilidade de Aços Inoxidáveis em Processo de Fresamento**”-Artigo Científico, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, Brasil
- 37) MARTINS. M., CASTELETTI, L. C. “**Caracterização microestrutural-mecânica e resistência a corrosão do aço inoxidável super duplex ASTM 890/890 M Grau 6a**”- Tese de Doutorado, Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade de São Paulo, São Carlos, São Paulo, 2006
- 38) MICARONI, R. “**Influência do Fluido de Corte Sob Pressão no Torneamento de aço ABNT 1045**” Dissertação de Doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Univesidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2006
- 39) MOLL, M. A, “**Outlook for the Stainless Steel World Market**”, **Steel & Metals Market Research**, Feinox 2008 Confernce, 12 - 14 November 2008 ,São Paulo, Brazil
- 40) NILSSON, 1992 Super duplex stainless steel “overview” Materials Science and Technology, v.8, 1992
- 41) OERLIKON BALZERS, Site na internet,–**Visão geral dos revestimentos**, www.coating-guide.balzers.com , acesso em 30/08/2012
- 42) OLIVEIRA JR., Carlos Ancelmo. “**Práticas Certeiras Para Usinagem de Aços Inoxidáveis**” **Revista O Mundo da Usinagem**, pag 36-39, 2008

- 43) PARO, J. ; HÄNNIKEN, H. ; KAUPPINEN, V. **Tool wear and machinability of HIPed P/M and conventional cast duplex stainless steels.** *Wear*, v.249, p.279-284, 2001.
- 44) PARO, J. “**Machinability effects of stainless steels with a HIPed NiTi coating in high-efficiency machining operations**” Thesis for the degree of Doctor of Technology, Helsinki University of Technology, Helsinki, Finland, 2006
- 45) PICON, C. A.; FERNANDES, F.A.P.; TREMILIOSI Fº,G.; RODRIGUES, C.A.D.; CASTELETTI, L.C Estudo do mecanismo de corrosão por pites em água do mar de aços inoxidáveis supermartensíticos microligados com Nb e Ti, **Revista Escola de Minas** vol.63 no.1 Ouro Preto Jan./Mar. 2010
- 46) PISTORIUS, P. C., BURSTEIN, G. T. *Phil. Trans. Roy. SOC. Lond. series A*, 341, 531, 1992.
- 47) QUIUMENTO, Francisco **Corrosão por pites: Uma forma de corrosão extremamente localizada e perigosa** [Internet]. Version 1. knowledgeispowerquiumento. 2011 Dec 14. Available from: <http://knowledgeispowerquiumento.wordpress.com/article/corrosao-por-pites-2tle17k7dcy4s-94/>.
- 48) RAMANATHAN, L. V., **Corrosão e seu controle**, 339 p., 1ª ed., Hemus Editora Ltda, São Paulo, Brasil, 1989
- 49) RASCH, F. O.; VIGELAND, T.: “Hydraulic chip breaking. **Anais do Cirp**”, v. 30, no 1, p. 333-335, 1981.
- 50) SANDMEYER STEEL COMPANY “**Specification Sheet: SAF 2507® (UNS S32750)**” – PHILADELPHIA, 2003
- 51) SANDVIK COROMANT, “ **Manual Técnico de Usinagem**”, AB Sandvik Coromant, Sandviken, Sweeden 2005
- 52) SANDVIK COROMANT, “ **Modern Metal Cutting**”, AB Sandvik Coromant, Sandviken, Sweeden 1996
- 53) SANDVIK COROMANT, “ **Stainless Steel Turning- Application Guide**”, AB Sandvik Coromant, Sandviken, Sweeden 1996

- 54) SANDVIK COROMANT, “**Green-light production - Training Guide**”, AB Sandvik Coromant, Sandviken, Sweden 2008
- 55) SANDVIK COROMANT, “**High pressure coolant machining**”, AB Sandvik Coromant, Sandviken, Sweden 2010
- 56) SANDVIK COROMANT, “**Technical Guide**”, AB Sandvik Coromant, Sandviken, Sweden 2008
- 57) SANDVIK MATERIALS TECHNOLOGY “ **Duplex Stainless Steels - Sandvik SAF 2507**”, Sandvik Materials Technology, Sandviken, Sweden, 2008
- 58) SAOUBI, R. M. ; OUTEIRO, J. C. ; CHANGEUX, B. ; LEBRUN, J. L. ; DIAS, A. M. Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels. **Journal of materials processing technology**, v.96, p.225-233, 1999.
- 59) SHAPA Technical Bulletin, **The Surface Finish of Stainless Steel on Fabricated Items**, n° 1, 10 p., January, 2000.
- 60) SHAW, M. C. **Metal cutting principles. 1.ed.** New York, Oxford series on advanced manufacturing , 1984
- 61) SHAW, M. C. **Metal cutting principles. 2.ed.** New York, Oxford series on advanced manufacturing , 2005.
- 62) SØRBY, K. ;TØNNESSEN, K; TORJUSEN, J. E.; ANDERSEN, L. “Efeito da refrigeração a alta pressão na integridade superficial do Ti6Al4V” Universidade Norueguesa de Ciência, Conferência Internacional sobre Usinagem a Altas Velocidades (HSM 07), realizada nos dias 21 e 22 de março de 2007 San Sebastián (Espanha). Tradução: Carlos Gouveia, **Revista Máquinas e Metais**, 2008
- 63) SPECIALTY STEEL INDUSTRY OF NORTH AMERICA, SSINA “ **Stainless Steel for Machining – Designer Handbook**”, Specialty Steel Industry of North America, Washington D.C. , USA, 1995
- 64) TEBECHERANI, C.T.P “ **O que é um aço inoxidável**”, http://www.pipesystem.com.br/Artigos_Tecnicos/Aco_Inox/body_aco_inox.html, acesso em 10/07/2011

- 65) THE EUROPEAN STAINLESS STEEL DEVELOPMENT ASSOCIATION – EUROINOX, Pickling and Passivating Stainless Steel, **Materials and Applications Series**, Volume 4. 2007
- 66) TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. 4 ed. Woburn: Butterworth-Heinemann, 2000. 446 p.