ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA TESE DEFENDIDA POR MARCIO TADEU GRAVADOS E APROVADA PELA COMISSÃO JULGADORA EM 10 1 12 1200 ORIENTADOR

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

Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico

Autor: Márcio Tadeu Gravalos Orientador: Prof^o Dr. Paulo Roberto Mei Co-orientador: Prof^o Dr. Anselmo Eduardo Diniz

112/2008

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

Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico

Autor: Márcio Tadeu Gravalos Orientador: Prof^o Dr. Paulo Roberto Mei Co-orientador: Prof^o Dr. Anselmo Eduardo Diniz

Curso: Engenharia Mecânica Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado acadêmico apresentada à Comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2008 S.P. – Brasil

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE - UNICAMP

G78e	Gravalos, Márcio Tadeu Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico / Márcio Tadeu GravalosCampinas, SP: [s.n.], 2008.
	Orientadores: Paulo Roberto Mei, Anselmo Eduardo Diniz. Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.
	1. Aço inoxidável austenítico. 2. Usinagem. 3. Processo de endurecimento superficial. 4. Tensões residuais. 5. Corrosão. I. Mei, Paulo Roberto. II. Diniz, Anselmo Eduardo. III. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. IV. Título.

Título em Inglês: Effects of the machining in the surface integrity on the superaustenitic stainless steel
Palavras-chave em Inglês: Superaustenitic stainless steel, Machining, Surface integrity, Residual stress, Pitting corrosion
Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação
Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica
Banca examinadora: Amauri Hassui, Marcelo Martins
Data da defesa: 10/12/2008
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 MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

Efeitos da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico

Autor: Márcio Tadeu Gravalos Orientador: Prof^o Dr. Paulo Roberto Mei Co-orientador: Prof^o Dr. Anselmo Eduardo Diniz

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, Presidente Universidade Estadual de Campinas

Waintrum

Prof. Dr. Amauri Hassui Universidade Estadual de Campinas

Prof. Dr. Marcelo Martins

Universidade Salesianas de Americana

Campinas, 10 de Dezembro de 2008

Dedicatória

Dedico este trabalho a toda minha família, em especial à minha esposa Delma, pelo apoio e companherismo nos momentos de realização deste trabalho e aos meus filhos, Nathália e Matheus, pela compreensão da minha ausência em determinados momentos.

Agradecimentos

Ao Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, da Universidade Estadual de Campinas que, além de me privilegiar com a oportunidade desta pesquisa, orientou-me em todas as etapas de execução.

Ao Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz pela co-orientação feita de maneira competente e pelos seus conhecimentos.

Ao Prof. Dr. Marcelo Martins da Sulzer Brasil por me estimular, incentivar e apoiar no desenvolvimento deste projeto.

À Sulzer Brasil, além fornecimento dos materiais, agradeço também pelo apoio financeiro e disponibilização de tempo para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti e ao Sr. Eliezer Dias Francisco, do Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia São Carlos – USP, pela colaboração na realização dos ensaios de microdureza.

Ao Prof. Dr. Lalgudi Venkataraman Ramanathan e ao Sr. Olandir Vercino Corrêa, do Centro de Ciências e Tecnologia de Materiais - IPEN, pela colaboração na realização dos ensaios de corrosão e ao Prof. Dr. Nelson Batista, também do IPEN, pela colaboração na realização dos ensaios de tensão residual.

Aos colegas da Sulzer Brasil, ao Eng^o Francisco de Assis Suzan e Sr. Marco Antonio Lomônaco pela colaboração na realização dos ensaios mecânicos e análise metalográfica e ao Srs. Adelino Raimundo e Enivaldo Larios pela colaboração na realização dos ensaios de usinagem.

Aos meus pais, que sempre se esforçaram em dar o melhor de si à minha educação e pela ajuda ao longo de minha vida

A todos os colegas que me ajudaram em alguma etapa do trabalho e, principalmente, ao Senhor, por me dar inteligência e acompanhar-me em todas as etapas de minha vida.

Só existem dois dias do ano em que não podemos fazer nada. O ontem e o amanhã. Mahatma Ghandi

Resumo

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).

Foram investigados os efeitos das condições de usinagem em operação de torneamento na integridade superficial do aço inoxidável superaustenítico ASTM A744 Gr.CN3MN. A operação de acabamento foi o foco principal, porém também foram realizados estudos com a operação prévia, de desbaste. As principais variáveis no acabamento foram: ângulo de saída da ferramenta, velocidade de corte, profundidade de corte e avanço. No desbaste variou-se somente o ângulo de saída e a velocidade de corte. Os ensaios foram realizados em um torno horizontal CNC, utilizando fluido de corte. Os parâmetros analisados foram: microestrutura por microscopia ótica, rugosidade, encruamento por ensaio de microdureza e tensão residual por difração de raio-X. Para se estudar a resistência à corrosão por pites, superfícies usinadas foram imersas em solução de cloreto de ferro e examinadas no estereoscópio, medindo-se, por área, a densidade de pites e a perda de massa. Os resultados mostraram a presença de tensão residual de tração e de uma camada encruada em todas as superfícies usinadas. A redução da rugosidade elevou a resistência à corrosão por pite. A melhor combinação das condições de corte encontrada para obter os menores valores de rugosidade e de tensão residual de tração, no acabamento, para profundidade de corte de 0,2 ou 0,4 mm, foi a maior velocidade de corte (120 m/min), o menor avanço (0,1 mm/rot) e o maior ângulo de saída (10°), no desbaste; para a profundidade de corte de 2,5 mm e avanço de 0,25 mm/rot., foi a menor velocidade de corte (60 m/min) e o maior ângulo de saída $(10^{\circ}).$

Palavras Chave: Usinagem, torneamento, aço inoxidável superaustenítico, integridade superficial, rugosidade, tensão residual, encruamento, corrosão por pite.

Abstract

GRAVALOS, Márcio Tadeu, Effects of the machining on the surface integrity in a superaustenitic stainless steel, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2008. 122 p. Master's Dissertation.

An investigation was made of the effects of the machining conditions employed in the turning operation on the surface integrity of ASTM A744 Grade CN3MN superaustenitic stainless steel. The main focus was the finishing operation, but studies were also carried out with a prior roughening operation. The main input variables in finishing were: tool rake angle, cutting speed, cutting depth and feed rate. The only input variables in the roughening operation were rake angle and cutting speed. The tests were conducted on a CNC horizontal lathe, using cutting fluid flood. The following parameters were analyzed: microstructure and roughness - examined by optical microscopy; work hardening - determined by microhardness measurements; and residual stress – analyzed by X-ray diffraction. To study the pitting corrosion resistance, machined surfaces were immersed in a ferric chloride solution and examined under a stereoscope, measuring the pits density and mass loss per area. The results revealed the presence of residual tensile stress and a hardened layer on all the machined surfaces. Reducing the roughness caused the pitting corrosion resistance to increase. To obtain the lowest values of roughness and residual tensile stress in finishing at cutting depths of 0.2 or 0.4 mm, the best combination of cutting conditions was the highest cutting speed (120 m/min), the lowest feed rate (0.1 mm/v), and the highest rake angle (10°). In roughening at a cutting depth of 2.5 mm and a feed rate of 0.25 mm/rot., the best combination was the lowest cutting speed (60 m/min) and the highest rake angle (10°) .

Key-words: Machining, turning, superaustenitic stainless steel, surface integrity, roughness, residual stress, work hardening, pitting corrosion.

Índice

Lista de Figurasxiv
Lista de Tabelas xviii
Nomenclaturasxx
Capítulo 11
INTRODUÇÃO1
Capítulo 2
REVISÃO DA LITERATURA
2.1. O aço inoxidável austenítico
2.1.1. História do aço inoxidável
2.1.2. Estrutura
2.1.3. Classificação dos aços inoxidáveis austeníticos de alto desempenho7
2.2. O aço inoxidável superaustenítico
2.2.1. Generalidades
2.2.2. A corrosão por pite14
2.3. O aço inoxidável ASTM A744 Gr CN3MN16
2.3.1. Generalidades
2.3.2. Metalurgia física17
2.3.3. Propriedades
2.3.4. Aplicações
2.4. Usinagem
2.4.1. Parâmetros do torneamento

2.4.2.	A usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos	25
2.4.3.	Usinagem do aço inoxidável superaustenítico	26
2.5. Ir	ntegridade superficial pós usinagem	27
2.5.1.	Rugosidade	28
2.5.2.	Formação de pites	28
2.5.3.	Encruamento superficial	29
2.5.4.	Tensão residual superficial	31
2.5.5.	A corrosão sob tensão	33
Capítulo 3.		36
MATER	IAIS E MÉTODOS	36
3.1. M	faterial das amostras	36
3.1.1.	Matéria prima fundida	36
3.1.2.	Tratamento térmico	37
3.1.3.	Composição química	37
3.1.4.	Propriedades mecânicas	37
3.1.5.	Microdureza da austenita	
3.1.6.	Camada da casca de fundição	38
3.1.7.	Preparação das amostras para usinagem	39
3.2. U	sinagem dos corpos de prova	41
3.2.1.	Equipamento	41
3.2.2.	Ferramentas	41
3.2.3.	Fluido de corte	46
3.2.4.	Operação de desbaste	47
3.2.5.	Operação de acabamento	48
3.2.6.	Seqüência de corte das amostras para caracterização da superfície usinada	52
3.3. N	Iedição do círculo médio do diâmetro usinado	55
3.4. N	ſedição da rugosidade	56
3.5. N	Iedição da microdureza	57
3.5.1.	Preparação dos corpos de prova	57
3.5.2.	Método utilizado	58
3.6. A	nálise da microestrutura	59

3.7. Medição das tensões residuais	60
3.7.1. Tensões residuais por difração de raios-X	60
3.7.2. Medição da tensão em função da profundidade	61
3.7.3. Parâmetros utilizados	61
3.8. Análise da resistência à corrosão por pite	62
3.8.1. Preparação da solução de cloreto férrico	62
3.8.2. Preparação das amostras	63
3.8.3. Realização do ensaio	63
3.8.4. Caracterização da formação de pites	65
Capítulo 4	67
RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES	67
4.1. Respostas obtidas para a medição da dimensão e da forma geométrica	67
4.1.1. Operação de acabamento	67
4.2. Respostas obtidas para rugosidade	68
4.2.1. Operação de desbaste	68
4.2.2. Operação de acabamento	70
4.3. Respostas obtidas para medição de microdureza	71
4.3.1. Operação de desbaste	73
4.3.2. Operação de acabamento	75
4.3.3. Correlação entre o desbaste e o acabamento	80
4.3.4. Análise do efeito dos parâmetros de usinagem na microdureza	82
4.4. Respostas obtidas para a medição da tensão residual	84
4.4.1. Operação de desbaste	
4.4.2. Operação de acabamento	87
4.4.3. Tensão residual em diferentes camadas	
4.4.4. Correlação entre as componentes da integridade superficial	
4.5. Respostas obtidas para resistência à corrosão por pite	92
4.5.1. Análise das superfícies	92
4.5.2. Correlação com a rugosidade	93
4.5.3. Correlação entre densidade de pites e integridade superficial	95
4.6. Correlação entre as variáveis de entrada e as respostas obtidas	97

Capítulo 5		
CONCLUSÕES	E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	
5.1. Conclusé	ões	
5.2. Sugestõe	es para trabalhos futuros	101
TRABALHOS PU	BLICADOS	
REFERÊNCIAS B	BIBLIOGRÁFICAS	
ANEXO A – Detal	lhe do ensaio de microdureza	
ANEXO B – Méto	odo do sen2 Ψ	112
ANEXO C – Exem	nplo do resultado de circularidade	117
ANEXO D – Exemplo do resultado do ensaio de tração119		

Lista de Figuras

Figura 2. 1 - Diagrama de fases ternário do sistema Fe-Cr-Ni com 20%Ni (CURTIS, 2002)6
Figura 2. 2 - Forma de um pite em aço inoxidável (BERNER, 2007)15
Figura 2. 3- Pites formados na superfície (FONTANA, 1986)15
Figura 2. 4 – Bruto de fundição – MEV – ataque com água régia (RITONI, 2007)17
Figura 2. 5 - Solubilizado a 1170 °C – microscopia ótica – ataque com água régia (RITONI,
2007)
Figura 2. 6 - Solubilizado a 1200 °C – MEV – ataque com água régia (RITONI, 2007)18
Figura 2. 7 - Influência da temperatura de solubilização na fração de precipitados (RITONI,
2007)
Figura 2. 8 – Temperatura crítica para formação de pites (RIIHIMÄKI, 2005)22
Figura 2. 9 – Teste de corrosão em aço fosfórico (RIIHIMÄKI, 2005)23
Figura 2.10 - Formação do cavaco no torneamento, ângulo de saída positivo (TRENT, 2000)25
Figura 2.11- Carregamento e descarregamento com as passadas da ponta da ferramenta abaixo da
superfície do metal (SHAW, 2005)
Figura 3. 1 - Amostra fundida com a camada coquilhada
Figura 3. 2– Camada coquilhada com aumento de 100x
Figura 3. 3 – Usinagem da preparação das amostras
Figura 3. 4 - Amostras fundida sem a camada coquilhada40
Figura 3. 5 – Torno horizontal Mazak T2541
Figura 3.6 – Posição para medição do ângulo de saída42
Figura 3. 7 – Perfil do ângulo de saída dos insertos, na posição 1, obtido em microscópio42
Figura 3.8 – Contourscopio utilizado para medição do perfil da superfície de saída43
Figura 3.9 – Perfis da superfície de saída do inserto de ângulo positivo

Figura 3.10 – Perfis da superfície de saída do inserto de ângulo negativo
Figura 3. 11 – Porta ferramenta utilizado46
Figura 3. 12 – Desenho do corpo de prova após a usinagem em desbaste. Dimensões em mm47
Figura 3. 13 – Desenho do corpo de prova após a usinagem de acabamento para ap= 0,4mm50
Figura 3. 14– Desenho do corpo de prova após a usinagem de acabamento para ap= 0,2mm51
Figura 3. 15 – Representação do corpo de prova para usinagem de acabamento51
Figura 3. 16 – Usinagem de acabamento das amostras
Figura 3. 17 - Representação tridimensional da seqüência de corte após o acabamento53
Figura 3. 18 – Desenho do corte 1
Figura 3. 19– Desenho do corte 2
Figura 3. 20– Desenho do corte 3
Figura 3. 21 – Máquina tridimensional Mitutoyo56
Figura 3. 22– Rugosímetro Mahr
Figura 3. 23 – Microdurômetro Buehler 1600-630059
Figura 3. 24 – Medição por difração de raio-X62
Figura 3. 25 – Suporte para as amostras64
Figura 3. 26 – Aparelhos utilizados no ensaio de corrosão64
Figura 3. 27– Análise da superfície no Microscópio65
Figura 4. 1 – Efeito da velocidade de corte e do ângulo de saída do inserto para a rugosidade Ra
após a operação de desbaste, para ap = 2,5 mm e f = $0,25$ mm/rot69
Figura 4. 2 – Efeito das variáveis do processo de usinagem: velocidade de corte (Vc), avanço (f),
profundidade de corte (ap) e ângulo de saída (γο) na rugosidade das amostras após a
operação de acabamento71
Figura 4. 3 – Perfil de microdureza da amostra 3D (desbaste com inserto $\gamma o = 0^{\circ} e Vc = 60$
m/min)74
Figura 4. 4 – Perfis de microdureza das 4 amostras da operação de desbaste
Figura 4. 5 – Perfil de microdureza da amostra 4 sem ataque (acabamento com inserto $\gamma o = 10^{\circ}$,
Vc = 60 m/min, f = 0.2 mm/v e ap = 0.4 mm
Figura 4, 6 – Perfil de microdureza da amostra 4 com ataque de água régia (acabamento com o
i guia 1.0 - I errir de interoduceza da antestra i com ataque de agua regia (acabamento com o

Figura 4. 7 – Perfis de microdureza de 4 amostras da operação de acabamento, com inserto $\gamma o =$
10°
Figura 4. 8 – Perfis de microdureza de 4 amostras da operação de acabamento, com inserto $\gamma o =$
0°
Figura 4. 9 - Comparação entre os maiores valores com os valores médios de microdureza
medidos nas amostras
Figura 4. 10 – Efeito da velocidade de corte e do ângulo de saída do inserto para a microdureza
após a operação de desbaste, para ap = 2,5 mm e f = $0,25$ mm/rot82
Figura 4. 11 – Efeito das variáveis do processo de usinagem: velocidade de corte (Vc), avanço
(f), profundidade de corte (ap) e ângulo de saída (γο) na microdureza das amostras após a
operação de acabamento83
Figura 4. 12 – Efeito da velocidade de corte e do ângulo de saída do inserto para a tensão residual
após a operação de desbaste, para ap = 2,5 mm e f = 0,25 mm/rot86
Figura 4. 13 – Efeito das variáveis do processo de usinagem: velocidade de corte (Vc), avanço
(f), profundidade de corte (ap) e ângulo de saída (γο) na tensão residual das amostras após a
operação de acabamento
Figura 4. 14 – Gráfico da tensão residual em função da camada, amostra 10A
Figura 4. 15 – Gráficos das correlações para as três qualidades superficiais para a operação de
desbaste: tensão residual, rugosidade Ra e dureza90
Figura 4. 16 – Gráficos da correlação para as três qualidades superficiais para a operação de
acabamento: tensão residual, rugosidade Ra e dureza91
Figura 4. 17 – Pite na rugosidade Ra=2,3 µm, com ampliações de 10x e 20x
Figura 4. 18 – Perda de massa e quantidade de pites por área para diferentes rugosidades Ra94
Figura 4. 19 – Correlação da densidade de pites com as componentes da integridade superficial.
Figura A. 1 – Penetrador Knoop (ASTM E 384-07)109
Figura A. 2 – Espaçamento mínimo recomendado para penetrador Knoop (ASTM E 384-07)111
Figura B. 1 – Diagrama vetorial do espaçamento do plano d para uma tensão
Figura B. 2 – Ilustração do sistema de dois eixos utilizado em medição de tensão. Si sistema de
coordenada da amostra e Li sistema de coordenada do laboratório (CULLITY, 2001)113
Figura B. 3 - Difratômetro de Raios-X RIGAKU (IPEN)

Figura C. 1 – Relatório do ensaio de circularidade de uma amostra	118
Figura C. 2 – Relatório do ensaio de circularidade de uma amostra	118
Figura D. 1 – Relatório do ensaio de tração de um corpo de prova	119

Lista de Tabelas

Tabela 1. 1 – Comparação do custo médio de uma liga de níquel vs. superaustenítico1
Tabela 2. 1 – Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais e dos de alto
desempenho (% em massa)8
Tabela 2. 2 – As principais fases secundárias em aços inoxidáveis austeníticos de alto
desempenho9
Tabela 2. 3 – Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos convencional e de alto
desempenho11
Tabela 2. 4 - Resistência à corrosão em água do mar saturada, 20.000 ppm de cloretos, 100°C de
temperatura por 28 meses. Testes feitos em planta de dessalinização (OLSSON, 1998)13
Tabela 2. 5 - Influência da temperatura da solubilização na fração de precipitados (RITONI,
2007)
Tabela 2. 6 - Resumo das fases encontradas nas análises feitas por difração de raios-X e MET
(RITONI, 2007)
Tabela 2. 7 – Propriedades físicas e mecânicas de aço superasutenítico CN3MN e do aço
austenítico CF8M (STEEL CASTINGS HANDBOOK, 2004) e ASTM A 744 grau
CN3MN, 1998)21
Tabela 2. 8 - Composição química do aço superasutenítico CN3MN e do aço austenítico CF8M
Tabela 2. 9 – Resistência à corrosão por pite para aços fundidos superaustenítico, austenítico,
duplex e superduplex22
Tabela 2. 10 – Influência das condições de torneamento nas propriedades superficial do aço
inoxidável AISI 316L (BRAHAM, 2005)34

Tabela 2. 11 – Condições de torneamento vs. rugosidade e tensão residual do aço inoxidável
super-duplex. (BORDINASSI, 2006)
Tabela 3. 1 - Valores da composição química (% em peso) e do PRE _N 37
Tabela 3. 2 - Valores das propriedades mecânicas obtidas para o superaustenítico deste trabalho.
Tabela 3. 3 – Resultados do ensaio de dureza da austenita
Tabela 3.4 – Parâmetros utilizados no ensaio de desbaste
Tabela 3. 5 – Parâmetros utilizados no ensaio de acabamento
Tabela 3. 6 – Espaçamentos utilizados na medição da microdureza
Tabela 4. 1 – Diferença do diâmetro e circularidade das amostras usinadas em acabamento68
Tabela 4. 2 – Rugosidade para cada amostra usinada em desbaste69
Tabela 4. 3 – Rugosidade para cada amostra usinada em acabamento70
Tabela 4. 4 – Valores de microdureza (HV) para operação de desbaste, carga de 50 gf72
Tabela 4. 5 - Valores de microdureza (HV) para operação de acabamento-ferramenta $\gamma_0 = 10^{\circ}72$
Tabela 4. 6 - Valores de microdureza (HV) para operação de acabamento-ferramenta $\gamma_0 = 0^{\circ}$ 73
Tabela 4. 7 – Valores de tensão residual após a operação de desbaste
Tabela 4. 8 – Valores de tensão residual após a operação de acabamento
Tabela 4. 9 – Valores das propriedades após o ensaio de corrosão em amostras que sofreram
operações de desbaste (D) e de acabamento (A)93
Tabela 4. 10 – Valores das integridade superficial para a densidade de pites em amostras que
sofreram operações de desbaste (D) e de acabamento (A)95
Tabela 4.11 – Efeito das variáveis na integridade superficial após a operação de desbaste98
Tabela 4.12 – Efeito das variáveis na integridade superficial após a operação de acabamento98

Nomenclaturas

Lista de abreviações e siglas

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Americam Iron and Steel Institute
AL	Alongamento
ASTM	American Society for Testing and Materials
CFC	Cúbica de Face Centrada
CNC	Computerized Numeric Control
DIN	Deutsche Industrie Normen
НК	Dureza Knoop
HV	Dureza Vickers
ISO	International Standard Organization
LE	Limite de Escoamento
LRT	Limite de Resistência a Tração
PRE	Número equivalente de resistência ao pite
UNS	Unified Numbering System

Lista de símbolos

μin	micropolegada
α	Fase ferrita
Al_2O_3	Óxido de alumínio
a _p	Profundidade de corte
С	Carbono
χ	Fase chi
Cr	Cromo
Cr_2O_3	Óxido de cromo
Cu	Cobre
d	Parâmetro do reticulado da lei de Bragg
δ	Fase ferrita delta
Ti(C,N)	Nitreto ou Carboneto de Titânio
E	Elasticidade
f	Avanço
Fe	Ferro
FeCl ₃	Cloreto de ferro 3
γ	Fase austenita
g/cm ³	Gramas por centímetros cúbico
gf	Gramaforça
m/min	Metros por minuto
ml	Mililitros
mm	Milímetros
mm/rot	Milímetros por rotação
mm/v	Milímetros por volta
Mn	Manganês
Мо	Molibdênio
MPa	Mega Pascal
Ν	Newton
n	Rotação
Ni	Níquel

Ø	Diâmetro
°C	Temperatura Celsius
°F	Temperatura Fahrenheit
Р	Fósforo
Ra	Rugosidade média
Rε	Raio de ponta da ferramenta
S	Enxofre
Si	Silício
tang	Tangente
Ti	Titânio
TiN	Nitreto de titânio
ton.	Toneladas
V _c	Velocidade de corte
γο	Ângulo ortogonal de saída
3	Deformação
σ	Tensão
ψ	Ângulo entre a reta normal à superfície da peça e a reta normal ao plano de
	parâmetro "d" da lei de Bragg

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

O aço inoxidável superaustenítico, composto por uma estrutura predominantemente austenítica, exibe uma melhor resistência à corrosão por pite, por frestas e corrosão sob tensão, quando comparado com os aços inoxidáveis austeníticos convencionais, da série 300. Seu custo é metade das tradicionais ligas resistentes à corrosão a base de níquel (Tabela 1.1) e oferece um ótimo desempenho em uma variedade de ambientes altamente corrosivos.

Tabela 1. 1 - Comparação do custo médio de uma liga de níquel vs. superaustenítico

Material	Liga	Custo – R\$/kg.
Superaustenítico	ASTM A351 Grau CN-3MN	55
Liga de níquel	ASTM A494 Grau CW-6MC	112

Conhecido como superaustenítico 6% Mo, as ligas pertencentes a este grupo foram originalmente desenvolvidas para resistir, principalmente, à corrosão localizada em temperaturas e ambiente marítimo. O superaustenítico 6% Mo contém os teores do nitrogênio, cromo e molibdênio relativamente altos e possui um maior nível de resistência e ductilidade quando comparado com aços inoxidáveis austeníticos convencionais da série 300.

A liga fundida ASTM A744 CN3MN, que pertence a este grupo, é uma das opções de material utilizado na fabricação dos componentes de bombas que operam no segmento petrolífero. O efeito de diferentes condições de tratamento térmico tem sido estudado nesta liga com o objetivo de eliminar as fases indesejáveis e obter o máximo da resistência à corrosão e mecânica.

A usinagem é também um dos mais importantes processos envolvidos na fabricação dos componentes. Desta forma torna-se necessário conhecer o contínuo melhoramento deste processo e fornecer as informações específicas para o chão de fábrica, a fim de se obter um melhor desempenho nas operações que ocorrem no dia-a-dia. Além disto, torna-se importante também conhecer os efeitos do processo de usinagem nas características e propriedades do material na superfície usinada, para que nesta seja garantido o máximo da resistência à corrosão e mecânica.

A integridade superficial é a qualidade das superfícies usinadas interpretada em função dos elementos que descrevem a estrutura da superfície e do material. Geralmente é definida pelas propriedades metalúrgicas, químicas, pela dureza, rugosidade, microestrutura e tensão residual (Jang *et al*, 1996 e Matsumoto *et al*, 1986).

É possível encontrar vários estudos sobre a usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos, porém poucos autores publicam trabalhos sobre a usinagem e seus efeitos nesses materiais superausteníticos. Visto que as características e propriedades do aço inoxidável superaustenítico são diferentes do aço inoxidável austenítico convencional, torna-se clara a necessidade de se estudar a usinagem desses aços, bem como seus efeitos.

Torneamento é uma das operações de usinagem básica e mais largamente utilizada dentro dos processos de usinagem que as indústrias utilizam (Shaw, 2005). É também uma das mais comuns em pesquisas experimentais em relação aos cortes de metal (Trent, 2000). A operação de torneamento representa 70% do total de horas utilizadas para a usinagem dos componentes de bomba, um dos principais segmentos servido por este material.

Este trabalho teve por objetivo estudar os efeitos causados pela operação de torneamento e identificar uma correlação das principais condições de corte utilizadas no torneamento em acabamento com parâmetros de qualidade da superfície usinada como: rugosidade, encruamento, variação da microestrutura, tensão residual e resistência à formação de pites. Identificar também uma correlação entre a velocidade de corte e o ângulo de saída da ferramenta utilizada na operação de torneamento prévia, de desbaste, com a qualidade da superfície usinada também foi objetivo deste trabalho.

Capítulo 2

REVISÃO DA LITERATURA

2.1. O aço inoxidável austenítico

2.1.1. História do aço inoxidável

O desenvolvimento dos aços inoxidáveis é atribuído ao inglês Harry Brearly, em 1912. Ao estudar uma liga ferro-cromo com aproximadamente 13% de cromo, fez algumas observações metalográficas e constatou que a liga fabricada resistia à maior parte dos reagentes freqüentemente usados em metalografia. A essa liga ele denominou "Stainless Steel", ou seja, "aço sem manchas". Brearly, na verdade, quis dizer que esse aço não era atacado ou "manchado" quando submetido aos ataques metalográficos da época. No mesmo ano, na Alemanha, Eduard Maurer, estudava uma liga Fe-Cr que continha além dos elementos da liga de Brearly, cerca de 8% de Ni. Como resultado Maurer observou que a liga resistiu vários meses a vapores agressivos do laboratório no qual trabalhava. Nos Estados Unidos da América, em setembro de 1911, Christian Dantsizen iniciava suas experiências com ligas contendo 14 a 16% de cromo e com baixo teor de carbono (de 0,07% a 0,15%). Estavam descobertos os aços inoxidáveis ferríticos, sugeridos para a fabricação de turbinas, que até hoje ainda são utilizados pelos engenheiros e projetistas. Os aços inoxidáveis descobertos por Brearly e Strauss são, basicamente, os tipos conhecidos hoje, tais como ABNT 420 e ABNT 302. Na mesma época, foram feitos tratamentos térmicos em altas temperaturas para conseguir boa ductilidade (no tipo ABNT 302) e alta dureza (no tipo ABNT 420). No primeiro caso, o tratamento foi dado por Maurer. Na Alemanha, já em 1914, uma liga à base de ferro, contendo 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25% de carbono, foi utilizada na fábrica de anilina e soda; imediatamente os aços inoxidáveis foram adotados nas fábricas de amônia sintética do país (Núcleo Inox, 2006).

As ligas ferro-cromo (17% cromo) e ferro-cromo-níquel (18% cromo e 8% níquel) foram amplamente usadas nos anos de 1920/1930 nos Estados Unidos, Inglaterra e Alemanha, em fábricas de amônia e ácido nítrico. Era um pouco difícil compreender na época que, aquecendo duas ligas em altas temperaturas, aproximadamente 1.000 °C, e resfriando-as rapidamente, obtinham-se duas ligas completamente diferentes, uma com alta dureza e outra com ótima ductilidade. De lá para cá, os aços inoxidáveis muito evoluíram, principalmente em função das indústrias petrolífera e aeronáutica, e até mesmo devido à 2 ª guerra mundial (Padilha, 1994).

Os aços inoxidáveis são ligas de FeCrNi e para serem considerados como tal, necessitam ter uma composição com pelo menos 12% de cromo. A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis depende, basicamente, da composição química e da microestrutura e, de um modo geral, pode-se afirmar que os aços inoxidáveis martensíticos são os menos resistentes e os austeníticos os mais resistentes à corrosão.

Assim sendo deve-se considerar cada tipo separadamente. Contudo, antes disso convém analisar genericamente o fenômeno da passivação e a influência dos elementos de liga na resistência à corrosão. A passivação nos aços inoxidáveis é obtida pela presença de uma fina película de óxido hidratado de metal na superfície (Cr_2O_3). A presença da película depende da natureza do meio ambiente e ela condiciona o comportamento mais ou menos nobre do aço; quando está presente, o aço inoxidável se aproxima do comportamento dos metais nobres, caso contrário se assemelha à atividade do aço comum. A destruição da película num determinado ponto pode conduzir a um rápido processo de corrosão da peça por um dos seguintes mecanismos: pites, frestas, intergranular e sob tensão.

De um modo geral, dependendo do tipo de aço inoxidável e das condições do meio, a corrosão é evitada ou então se manifesta de forma rápida e destrutiva (Callister Jr., 2002).

2.1.2. Estrutura

A figura 2.1 representa o diagrama de fase ternário do sistema Fe-Cr-Ni para o aço inoxidável austenítico com 20% de níquel. Dependendo da composição, estas ligas podem solidificar com a fase austenita como dendritas primária ou em um módulo misto de ferrita e austenita.

Devido ao fato de que os contornos de grãos austenítico são mais susceptíveis à absorver as impurezas, quando comparado com os contornos de grão ferrítico ou austeno-ferrítico, e devido às taxas de difusão serem geralmente menor na austenita, poderão ocorrer diferenças consideráveis durante a solidificação dos aços austeníticos, bem como em trabalhos a quente. Composições que produzem muita ferrita no momento da solidificação são menos susceptíveis aos problemas que ocorrem na solidificação e na deformação a quente. Dependendo da composição química, há a possibilidade do equilíbrio da ferrita acontecer abaixo da temperatura *Solidus*, principalmente em ligas com baixo teor de níquel.

Assim, como ocorre em outras famílias de aços inoxidáveis, as fases secundárias e a fase sigma tornam estáveis em baixa temperatura e a ocorrência destas fases depende da composição química, taxa de solidificação, efeitos de segregação e dos tratamentos termo-mecânico. A temperatura limite para estabilização da fase sigma está próxima de 1050 °C, maior que nos aços inoxidáveis ferríticos e duplex.



Figura 2. 1 - Diagrama de fases ternário do sistema Fe-Cr-Ni com 20%Ni (Curtis, 2002).

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas não-magnéticas de ferro-cromo-níquel, contendo tipicamente 8% de níquel e com baixo teor de carbono, da ordem de 0,1 %. Apresentam boas propriedades mecânicas, boa soldabilidade, trabalhabilidade a frio e resistência à corrosão. Podem ser endurecidos por deformação e, neste estado, são ligeiramente magnéticos. A adição dos elementos de liga, como o molibdênio e a redução do teor de carbono, melhoram sua resistência à corrosão.

Os aços austeníticos na condição normalizados consistem, principalmente, de uma única fase, austenita cúbica de face centrada e não são magnéticos. Esta estrutura é caracterizada por um limite de escoamento relativamente baixo, alta taxa de encruamento, alta resistência à tração, boa ductilidade e conformabilidade, especialmente boa tenacidade em baixas temperaturas e incapacidade de ser endurecida ou deformada por tratamento térmico. Os aços inoxidáveis de alto desempenho são assim denominados porque oferecem superioridade no que se refere à resistência à corrosão em ambientes severos quando comparados com aços inoxidáveis convencionais da série 300. Outra grande diferença é que os aços inoxidáveis austenítico de alto desempenho formam fases secundárias, como fase sigma e chi, em altas temperaturas. Estas fases podem ser prejudiciais para determinadas propriedades mecânicas e resistência à corrosão e, portanto, a

aplicação desses aços em temperaturas acima de 500 °C fica limitada. Além disto, cuidados devem ser tomados para evitar a formação de quantidades prejudiciais destas fases durante operações em alta temperatura como forjamento ou soldagem (Curtis, 2002).

Conforme Silva (2006), os aços inoxidáveis austeníticos estão entre os aços que apresentam melhores propriedades de resistência mecânica em temperaturas elevadas, pois o coeficiente de expansão térmica é, aproximadamente, 60% maior e a condutividade térmica é, aproximadamente, 30% maior quando comparados com os aços inoxidáveis ferríticos. A sua estrutura CFC favorece os excelentes valores de resistência ao impacto, além de também favorecer a não ocorrência do fenômeno de transição dúctil-frágil.

2.1.3. Classificação dos aços inoxidáveis austeníticos de alto desempenho

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais utilizados e os que possuem maior número de ligas diferentes dentre os aços inoxidáveis. Assim como os ferríticos, os austeníticos não podem ser endurecidos por tratamento térmico.

Dependendo do teor de níquel, os aços austeníticos respondem ao trabalho a frio com aumento da resistência mecânica, podendo ser utilizado em operações severas de conformação, evitando ruptura prematura e trinca. O endurecimento por trabalho a frio é acompanhado pelas mudanças parciais na estrutura, com a formação de uma fase martensítica ferromagnética, o que explica porque, com a deformação a frio, podem ocorrer os aços austeníticos "magnéticos".

Os aços inoxidáveis austeníticos considerados convencionais, da série 300, são os mais utilizados, do tipo 304 (1.4301), por exemplo, que contém 17% de cromo e 8% de níquel, apresenta excelente ductilidade, conformabilidade e tenacidade até mesmo em temperaturas criogênicas.

O molibdênio é adicionado em alguns dos aços austeníticos para aumentar sua resistência aos mecanismos de corrosão localizados tais como: galvânica e por pite. Os principais exemplos de aços austeníticos convencionais da série 300 são apresentados na Tabela 2.1.

Nome/	Sub-	С	Ν	Cr	Ni	Мо	Mn	Cu
Nr. UNS	grupo							
304		0,08	0 10 máy	18-20	8-10.5	_	2,00	-
/S30400		máx.	0,10 max.	16-20	8-10,5	_	máx.	
304L		0,03	0.10 mán	19.20	0 10		2,00	-
/S30403		máx.	0,10 max.	18-20	0-12	-	máx.	
310		0,25		24.20	10.00		2,00	
/S31000		máx.	-	24-26	19-22	-	máx.	-
316		0.08	0.10 (16.10	10.14		2.00	
/S31600		máx.	0,10 máx.	16-18	10-14	2 - 3	máx.	-
316L		0.08					2.00	
/\$31653		máx.	0,10 -0,16	16-18	10-14	2 - 3	máx.	-
Alloy 20		0.07						
/N08020	A-1	máx	-	19-21	32-38	2-3	-	3-4
Allov 825		0.05						
/N08825	A-1	máx	- 19,5-23,5	19,5-23,5	38-46	2,5-3,5	-	1,5-3,5
317L N		0.03						
/\$31753	A-2	0,05 máx	0,10-0,22	18-20	11-15	2-4	-	-
217L MN		0.02						
J17LIVIN /S21726	A-2	0,05 máy	0,10-0,20	17-20	13,5-17,5	4-5	-	-
7551720		0.02						
904L	A-3	0,02	-	19-23	23-28	4-5	-	1-2
/1008904		nax.						
Alloy 28	A-3	0,02	-	26-28	29,5-32,5	3-4	-	0,6-1,4
/IN08028		max.						
254SMO	A-4	0,02	0,18-0,22	19,5-20,5	17,5-18,5	6,0-6,5	-	0,5-1,0
/\$31254		máx.	, ,	, ,		, ,-		
AL-6XN	A-4	0,03	0.18-0.25	,25 20-22	23,5-25,5	6-7	_	0,75
/N08367		máx.	5,10 0,25					máx.
4565S	A-5	0,03	04-06	23-25	16-18	3 5-5 0	3 5-6 5	-
/\$34565	11.5	máx.	0,10,0	23 23	10-10	5,5-5,0	5,5 0,5	
654SMO	Δ.6	0,02	0.45.0.55	24.26	21.23	7.8	2.4	03.06
/\$32654	A-0	máx.	0,45-0,55	24-20	21-23	7-0	∠ - +	0,5-0,0

Tabela 2. 1 – Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais e dos de alto desempenho (% em massa).

Os "aços inoxidáveis de alto desempenho" são superiores no que se refere à resistência à corrosão em ambientes severos quando comparados com aços inoxidáveis convencionais do tipo 304L ou 316L. Esse alto desempenho é conseguido devido aos baixos teores de carbono associados a altos teores de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio. Isso é possível no processo de fabricação devido ao desenvolvimento de fornos de fusão com técnicas de refino, como, por exemplo, a desgaseificação a vácuo ou com argônio. Além da resistência à corrosão, a maior diferença quando comparado com os austeníticos convencionais é que os aços inoxidáveis de alto desempenho formam, rapidamente, as fases secundárias em altas temperaturas (Tabela 2.2).

Fase	Estequiometria	Temperatura (°C)	Estrutura	Parâmetros de rede (Å)
Carbonetos (M ₂₃ C ₆)	$(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$	550-950	cúbica	a = 10,57-10,68
Carbonetos (M ₆ C)	(Fe, Mo, Cr) ₆ C	700-950	cúbica	a = 10,93-11,28
Chi (χ)	$\begin{array}{c} Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}\\ (FeNi)_{36}Cr_{18}(TiMo)_4 \end{array}$	600-900	cúbica	a = 8,86 - 8,92
Laves (ŋ)	(FeCr) ₂ (MoNbTiSi)	550-900	hexagonal	a = 4,73-4,82, c = 7,26-7,85
Sigma (σ)	(Fe, Mo, Cr, Ni)	550-1050	tetragonal	a = 48,79 c = 4,54
Nitreto de cromo (Z)	(NbCr)N	700-1000	tetragonal	a = 3,03 c = 7,37

Tabela 2. 2 – As principais fases secundárias em aços inoxidáveis austeníticos de alto desempenho (Curtis, 2002).

Estas fases podem ser prejudiciais às propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Por isso, a aplicação desses aços inoxidáveis de alto desempenho em temperaturas acima de 500 °C é limitada. Os aços austeníticos de alto desempenho estão classificados em seis grupos ordenados em função do aumento do conteúdo do molibdênio, cromo e níquel (Curtis, 2002).

✓ A-1 – Para uso com solução de ácido sulfúrico. A resistência à corrosão é alcançada principalmente através do uso de alto teor de níquel, da ordem de 30 %. Os aços dessa classe possuem a mesma quantidade de cromo e molibdênio que é encontrada no tipo 316 e não são superiores a este quanto à resistência a corrosão por pite e fresta. Com o aumento do teor de níquel, da ordem de 40%, este subgrupo tem aumentado progressivamente a resistência à corrosão sob tensão. Sua aplicação dá-se em indústrias químicas em que se requer boa resistência ao ácido sulfúrico e corrosão sob tensão.

 \checkmark A-2 – Para aplicações em ambientes contendo halogênio. Recomenda-se a adição de alto teor de molibdênio para proporcionar uma resistência à corrosão localizada e de nitrogênio para proporcionar uma resistência à corrosão e também estabilizar a austenita para limitar economicamente o uso do níquel.

✓ A-3 – Contém, aproximadamente, 10% a mais de níquel para melhorar o desempenho quanto á redução da corrosão sob tensão e de corrosão por acidez. A adição do cobre melhora a corrosão por acidez.

✓ A.4 - Utilizado para resistir à corrosão em água do mar na temperatura ambiente, bem como em plantas de lavagem de polpas de frutas. É acompanhado pelo uso de um nível relativamente alto de nitrogênio (0,10 a 0,25%), cromo (19 a 26%) e molibdênio (5 a 7%) para obter elevados valores de resistência à corrosão por pite. Contém alto teor de níquel (18-26%) para ajudar a estabilizar a austenita e, portanto, fornece uma boa resistência à corrosão por acidez e corrosão por pite. O alto teor de nitrogênio dá uma substancial vantagem na resistência à corrosão por pite quando comparado com ligas da mesma família que não contém nitrogênio.

✓ A-5 – A alta resistência mecânica é o principal atributo desta série (Tabela 2.3). As propriedades de resistência à corrosão variam consideravelmente dependendo da quantidade de cromo, molibdênio e níquel. O conteúdo do nitrogênio está na faixa de 0,25 a 0,50%. O conteúdo do níquel, que é relativamente baixo (12 a 18%), coloca sua resistência à corrosão sob tensão no nível semelhante ao grupo A-2.

✓ A-6 - Esta classe representa o alto nível de desempenho que já tem sido alcançado nos demais aços inoxidáveis austeníticos. Combina a alta resistência à tensão com a resistência à corrosão, tem uma boa resistência aos ácidos, à corrosão sob tensão e à corrosão localizada em água do mar sob condições de fissuras severas e temperaturas significativamente acima da ambiente, acima de 60 °C. Esta classe se aproxima das melhores ligas a base de níquel com respeito à corrosão localizada e oferece maiores resistências a corrosão por fresta quando comparados com os aços inoxidáveis convencionais.

Nome/ Nr. UNS	Sub- grupo	Limite de Escoamento (mínimo)	Limite de Resistência à Tração (mínimo)	Alongamento (mínimo)	Dureza (máxima)
		(MPa)	(MPa)	%	HB
304/S30400		241	586	60	149
304L/S30403		234	572	60	146
310/\$31000		310	655	50	179
316/\$31600		207	552	60	166
316L/S31653		207	517	60	149
Alloy 20/N08020	A-1	241	551	30	217
Alloy 825/N08825	A-1	241	586	30	-
317LN/S31753	A-2	240	550	40	217
317LMN/S31726	A-2	205	515	40	217
904L /N08904	A-3	220	490	35	-
Alloy 28/N08028	A-3	214	500	40	-
254SMO/S31254	A-4	300	650	35	223
AL-6XN/N08367	A-4	310	690	30	240
4565\$/\$34565	A-5	420	800	35	-
654SMO/S32654	A-6	425	740	35	250

Tabela 2.3 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos convencional e de alto

desempenho.

2.2. O aço inoxidável superaustenítico

2.2.1. Generalidades

Os aços inoxidáveis superausteníticos, considerados também como aços austeníticos de alto desempenho, que pertencem ao grupo A-4, são ligas que exibem maior resistência à corrosão por pite, por frestas e sob tensão quando comparados aos aços inoxidáveis austeníticos típicos da série 300, além de terem um menor custo que as ligas tradicionais de níquel, da ordem de 50% conforme demonstrado na Tabela 1.1 do capítulo 1. O alto teor de níquel, associado ao cromo, proporciona uma boa resistência à corrosão e o molibdênio vem a ser mais eficaz como um agente atuando na resistência à corrosão clorídrica por pite. O teor de nitrogênio serve para aumentar a resistência a corrosão por pite e também proporcionar ao aço superaustenítico uma maior resistência mecânica quando comparado com os aços austeníticos convencionais da série 300. Conforme já mencionado anteriormente no subgrupo A-4, os altos teores de cromo, molibdênio e nitrogênio nos aços inoxidáveis superaustenítico servem para produzir uma resistência à corrosão excepcional para sua formação e soldabilidade (Curtis, 2002).

Conforme a norma ASTM A 743/743M-03 (2004), os aços inoxidáveis superaustenítico são assim classificados quando o valor da resistência equivalente à corrosão por pite (PRE_N - *Pitting Resistance Equivalent*) for maior que 40. O valor do PRE_N é calculado em função da porcentagem de alguns elementos de liga, conforme representado na equação 2.1.

$$PRE_{N} = Cr(\%) + [3,3 \times Mo(\%)] + [16 \times N(\%)]$$
(Equação 2.1)

A norma Européia DIN 10.283 (1998) classifica os aços inoxidáveis com do PRE_N maior que 40 como "completamente" austenítico.

O cromo, o molibdênio, o níquel e o nitrogênio em aços inoxidáveis austeníticos contribuem para aumentar a resistência à corrosão. O cromo é o principal elemento que confere a resistência à corrosão em ambientes neutros ou oxidantes. O cromo, molibdênio e nitrogênio aumentam a resistência à corrosão por pite. O níquel e o molibdênio juntos proporcionam um

aumento da resistência à corrosão sob tensão em meio clorídrico e um aumento da resistência à corrosão em ambientes severos, como aqueles contendo ácido sulfúrico diluído. O aço inoxidável superaustenítico oferece melhor resistência ao íon cloreto quando comparado com os aços inoxidáveis austeníticos convencionais [Kearns (1985) e Curtis (2002)]. Segundo os dados técnicos do fabricante Allegheny Ludlum Corporation (1998), a liga superaustenítica AL-6XN[®] possui uma excelente resistência à corrosão por pite em ambientes que contém íons cloreto.

Os equipamentos quando expostos em água do mar sofrem, principalmente, de corrosão por pite e por frestas. Um teste comparativo realizado no campo (Olsson, 1998), em uma planta de dessalinização, mostrou que o aço superaustenítico oferece maior resistência à corrosão por pites e por frestas (Tabela 2.4).

Tabela 2. 4 - Resistência à corrosão em água do mar saturada, com 20.000 ppm de cloretos, 100 °C de temperatura por 28 meses. Testes feitos em planta de dessalinização (Olsson, 1998).

Material			Quantidade de pontos de	Profundidade	Tipos de
ASTM	DIN	Comercial	ataque para a mesma área	máxima (mm)	corrosão
Austenítico A 743 Gr. CF8M	1.4408	4408 (316L)	99	0,14	pite + fresta
Duplex A 890 Gr 3A	1.4462	SAF 2505	25	0,14	pite + fresta
Superaustenítico A 743 CK35MN	1.4652	654 SM0	0	0	-
2.2.2. A corrosão por pite

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 quem estão em contato. Um metal trabalhado a frio é mais susceptível à corrosão do que o mesmo metal na condição de normalizado.

A corrosão localizada pode ser definida como a remoção seletiva do metal pela corrosão em pequenas áreas superficiais. Geralmente, ocorre sob condições onde uma grande parte da superfície permanece sem ataque ou somente 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. Os pites geralmente ocorrem sobre superfícies metálicas imersas em soluções ou nos solos. A formação de pites em componentes pode produzir o adiantamento da falha em serviço, porque estes podem prover pontos para início de trincas, podem diminuir a resistência total ou podem penetrar no metal completamente e causar a fuga de gases ou líquidos contidos. A formação de pites geralmente ocorre sobre metais que são cobertos com uma película muito fina, freqüentemente invisível, aderente e protetora, como, por exemplo, nos aços inoxidáveis.

As formas de pites variam muito. Usualmente possuem, de uma maneira geral, uma forma de pires, ou cônica ou hemisférica. Durante o mecanismo de formação de pites ocorre a quebra da passividade em termos de uma competição entre a adsorção de íons cloreto e de oxigênio em solução, sobre as camadas superficiais metálicas. Embora o metal tenha uma maior afinidade pelo oxigênio, a 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 (Berner, 2007).



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

A formação de pites ocorre em metais passivos na presença de íons cloreto. Os íons cloreto rompem a película passiva, localizada. Como as condições são de estagnação no interior do pite, forma-se aí uma solução ácida, o que possibilita um rápido crescimento do pite para o interior do material (Callister, 2000).

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).

2.3. O aço inoxidável ASTM A744 Gr CN3MN

2.3.1. Generalidades

O aço inoxidável ASTM A744 grau CN3MN (UNS J94651) é uma liga Fe-Cr-Ni-Mo que geralmente conhecida como "Aço Superaustenítico 6%Mo". Tem um nível de resistência mecânica e ductilidade levemente maiores quando comparado com o aço austenítico convencional. Tem excelente resistência à corrosão por pite em uma ampla variedade de aplicações.

Na condição bruto de fusão, este aço tem uma estrutura predominantemente austenítica, contendo carbonetos de cromo, fase sigma e quantias variadas de ferrita distribuída ao longo da matriz. Os carbonetos e a fase sigma devem ser solubilizados por tratamento térmico para conseguir o máximo da resistência à corrosão. Se o material tratado termicamente ficar exposto a temperaturas na faixa de 427 a 871 °C, haverá precipitação de carbonetos, o que se intensificará rapidamente em temperaturas acima de 649 °C. A fase sigma pode-se formar, também, acima de 528 °C. Os fundidos quando susceptíveis a faixa de temperatura de formação de precipitados (500 a 1.000 °C), como uma soldagem, devem ser solubilizados para restaurar completamente a resistência à corrosão. Este aço não pode ser endurecido por tratamento térmico. O aço, como normalmente produzido, é completamente austenítico, apesar de pequenos pontos de ferrita terem sidos observados em ensaios de microestrutura. Para tratamento térmico de solubilização, a norma ASTM A744 especifica uma temperatura mínima de 1150 °C, seguido de imersão em água ou resfriamento rápido por outros meios. Tem sido observado que quanto maior a temperatura de tratamento, maior será a temperatura crítica para formação dos pites e menor será a taxa de corrosão intergranular. Este tratamento deverá garantir a completa dissolução dos carbonetos e da fase sigma. O tempo de permanência na temperatura variará com a espessura da secção da peça fundida envolvida, mas deverá ser suficientemente longo para aquecer todas as secções numa temperatura uniforme durante o tempo todo (Steel Casting Handbook, 2004).

2.3.2. Metalurgia física

Segundo Ritoni (2007), os precipitados intragranulares e intergranulares das amostras brutas de fundição, apresentam-se com morfologias arredondadas e aciculares (Figura 2.4).



Figura 2. 4 – Bruto de fundição – MEV – ataque com água régia (Ritoni, 2007)

Na condição solubilizada em duas diferentes temperaturas, de 1.170 e 1200 °C, e resfriada bruscamente em água, os precipitados ainda aparecem na matriz, pois são oriundos de reações eutéticas, isto é, um líquido transformando-se em dois sólidos diferentes (Figuras 2.5 e 2.6).



Figura 2. 5 - Solubilizado a 1170 °C – microscopia ótica – ataque com água régia (Ritoni, 2007).



Figura 2. 6 - Solubilizado a 1200 °C – MEV – ataque com água régia (Ritoni, 2007).

Comparando diferentes temperaturas de tratamento térmico, a solubilização a 1200 °C foi a que proporcionou a menor quantidade de precipitados. A Tabela 2.5 e gráfico da Figura 2.7 demonstram que, para o tratamento térmico de solubilização, a fração volumétrica de precipitados diminui em temperaturas acima de 1170 °C, apresenta o valor mínimo na temperatura de 1200 °C e volta a aumentar nas temperaturas acima de 1200 °C.

Temperatura do tratamento térmico de solubilização (°C)	Fração de precipitados (%)
1100	4,8
1150	4,7
1170	5,2
1200	2,1
1215	4,1
1225	7,4
1240	7,2
1250	7,4

Tabela 2. 5 - Influência da temperatura da solubilização na fração de precipitados (Ritoni, 2007).



Figura 2.7 - Influência da temperatura de solubilização na fração de precipitados (Ritoni, 2007).

A Tabela 2.6 apresenta um resumo das fases encontradas por difração por raios-x e microscopia eletrônica de transmissão, e compara com as fases previstas na literatura. Algumas das fases identificadas recebem a letra "c" (certeza) e outras a letra "p" (provável); "c" significa que a técnica utilizada não deixa dúvidas da fase identificada e "p" para quando a técnica utilizada apresenta mais de um resultado, deixando dúvidas na interpretação (Ritoni, 2007).

			,		
Amostra	Fração de precipitados (%)	Sigma	Chi	M ₂₃ C ₆	M ₆ C
Bruta de fundição	2,7	RX (c)			
Solubilizada 1200 °C	2,1	MET (c)	MET (p)	MET (p)	MET (c)
Literatura		700 a 1200 °C	900 a 1200 °C	550 a 1170 °C	700 a 900 °C

Tabela 2. 6 - Resumo das fases encontradas nas análises feitas por difração de raios-X e MET (Ritoni, 2007).

RX: Difração de raios-X; MET: Microscopia Eletrônica de Transmissão; -- Não encontrado fase;

c:Confirmado; p:Provável;

2.3.3. Propriedades

As propriedades mecânicas e físicas do aço superaustenítico CN3MN, à temperatura ambiente, estão descritas na tabela 2.7 juntamente com as do aço inoxidável austenítico convencional fundido conforme a norma ASTM A351 CF8M (tipo 316). Na Tabela 2.8 encontram-se as composições químicas dos mesmos.

Propriedades	Superaustenítico	Austenítico
	CN3MN	CF8M
Densidade (g/cm ³)	8,1	7,7
Ponto de fusão (aprox.) (°C)	1320-1390	1400
Módulo de elasticidade (E) (MPa)	195	195
Coeficiente de Poisson	0,29	0,29
Condutividade térmica (W/mK)	12	16
Resistividade elétrica (μΩ.m)	0,89	0,82
Limite de resistência a tração mínimo (MPa)	550	485
Limite de escoamento mínimo (MPa)	260	205
Alongamento mínimo (%)	35	30

Tabela 2. 7 – Propriedades físicas e mecânicas de aço superasutenítico CN3MN e do aço austenítico CF8M (Steel Casting Handbook, 2004).

Tabela 2. 8 - Composição química do aço superasutenítico CN3MN e do aço austenítico CF8M (% em peso), (Steel Casting Handbook, 2004 e ASTM A744 grau CN3MN, 2006).

Aço	Si	C	Мо	Cr	Ni	Mn	Cu	N	Р	S
CE8M	1,50	0,08	2,00	18,00	9,00	1,50			0,04	0,04
CF8M	Máx.	Máx.	3,00	21,00	12,00	Máx.	-	-	Máx.	Máx.
CN2MN	1,00	0,03	6,00	20,00	23,50	2,00	0,75	0,18	0,04	0,01
CINJIVIIN	Máx.	Máx.	7,00	22,00	25,50	Máx.	Máx.	0,26	Máx.	Máx.

Quanto à propriedade de resistência à corrosão por pite, a Tabela 2.9 compara o valor do PRE_N do aço superaustenítico CN3MN, com diferentes tipos aços inoxidáveis, sendo um austenítico, um duplex, que é composto por uma estrutura austenítica e ferrítica, e um superduplex, que também se classifica como "super" porque o PRE_N é maior que 40. O valor PRE é obtido através da Equação 2.1, utilizando-se porcentual dos elementos cromo, molibdênio e nitrogênio, que também estão sendo comparados na Tabela 2.9.

Denominação	Norma ASTM	Cr (%)	Mo (%)	N (%)	PRE
Austenítico	Gr.CF-8M	19,0	2,2	0,08	27,5
Duplex	Gr.3A	25,5	2,1	0,20	35,6
Superaustenítico	Gr.CN-3MN	21,0	6,5	0,22	46,0
Superduplex	Gr.5A	25,0	4,5	0,20	43,0

Tabela 2. 9 – Resistência à corrosão por pite para aços fundidos superaustenítico, austenítico, duplex e superduplex.

Riimäki (2005) realizou o ensaio de resistência à corrosão em solução de cloreto de ferro, conforme a norma ASTM G-48 (1990), em amostras de diferentes aços inoxidáveis com o objetivo de identificar a temperatura crítica para formação de pites (CPT). A Figura 2.8 compara os resultados obtidos. Observa-se que a mesma temperatura crítica para formação de pites, de 40 C°, tanto para o aço inoxidável superaustenítico CN-3MN, como para o aço inoxidável superduplex 5A.



Figura 2. 8 – Temperatura crítica para formação de pites (Riimäki, 2005).

Um segundo de ensaio de corrosão realizado, novas amostras foram imersas em ácido fosfórico por um período de 11 dias e na temperatura de 82 °C, superior ao valor da CPT investigada anteriormente (Figura 2.9). O aço inoxidável superaustenítico CN-3MN apresentou a melhor resistência à corrosão neste teste (menor perda de massa).



Figura 2. 9 – Teste de corrosão em aço fosfórico (Riimäki, 2005).

2.3.4. Aplicações

Conforme o Steel Castings Handbook (2004) as indústrias que utilizam os aços superausteníticos são: aeroespacial, biofarmacêutica, bebidas, processamento químico, destilação, processamento de alimentos, fornos de tratamento térmico, naval, nuclear, produção de óleo e gás, farmacêutica, papel e equipamento exposto à água do mar. Alguns exemplos de tipos de peças fundidas nesta liga são: válvulas, conexões, flanges, agitadores, propulsores, componentes de bombas, luvas de eixo, caixa de mancal e corpo da válvula. O aço superaustenítico tem sido utilizado, com bons resultados, em vários ambientes corrosivos, como: ácido acético, antibióticos

e remédios, componentes para sanitários e sucos de frutas, ar quente, água quente, hidrocarbonetos, ácido clorídrico, ácidos e líquidos orgânicos, ácido nítrico, sal orgânico, ácido fosfórico, água do mar, ácido sulfúrico 10%, hidróxido de sódio, bissulfato de sódio, esgotos, vapor de água e vinagre.

2.4. Usinagem

2.4.1. Parâmetros do torneamento

Torneamento é uma operação básica de usinagem, cujos parâmetros utilizados neste trabalho estão descritos abaixo:

- Velocidade de corte (V_c) A velocidade de corte é o resultado do deslocamento da ferramenta diante da peça. No torneamento, é a velocidade tangencial instantânea resultante da rotação da ferramenta em torno da peça. A V_c é o parâmetro que mais influencia no desgaste e na vida da ferramenta. Com a elevação da V_c a energia que é imputada ao processo é aumentada, sem aumentar a área da ferramenta que recebe o calor.
- Avanço (f) O avanço é o percurso em cada volta da ferramenta. O avanço e o raio de ponta da ferramenta têm uma contribuição geométrica à rugosidade da peça; quanto menor o avanço aplicado, menor a rugosidade.
- Profundidade de usinagem (a_p) é a profundidade de penetração ou de corte da ferramenta em relação à peça. Uma a_p menor que 1 mm não tem uma influência marcante na rugosidade, mas quando a_p é maior que o raio de ponta da ferramenta, o contato peça-ferramenta passa a ser feito na porção reta da aresta de corte da ferramenta.
- Ângulo de saída ortogonal (γ₀) é o ângulo entre a superfície de saída e o plano de referência, medido no plano de medida da cunha cortante da ferramenta. O ângulo pode ser positivo ou negativo conforme ilustrado na Figura 2.10. Na medida em que o ângulo de saída aumenta, diminui a deformação do cavaco, esta influência é marcante nos materiais dúcteis.



Figura 2.10 - Formação do cavaco no torneamento, ângulo de saída positivo (Trent, 2000).

2.4.2. A usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam maiores dificuldades para usinagem quando comparados com outros tipos de aços. As principais características são:

- Os aços inoxidáveis austeníticos possuem uma baixa condutividade térmica, corresponde a 25% do valor encontrado nos aços carbono, o que dificulta a extração de calor da região de corte, aumentando, assim, a temperatura na ferramenta. Pode ocorrer a transformação de martensita metaestável quando deformados [Shaw (2005), Nickel Institute (1998) e Diniz (2003)].
- 2. Os aços austeníticos são extremamente encruáveis, ou seja, durante a usinagem formam uma camada deformada, consideravelmente endurecida, abaixo da superfície usinada e uma tensão residual na superfície acabada, que resultam em valores de força de corte relativamente altos. Das técnicas para minimizar o encruamento, incluem-se: o uso de aresta de corte da ferramenta aguda, evitar o uso ferramentas muito gastas, utilização de ângulos de saída positivo (que minimizam a área de atrito de cavaco a fim de diminuir a deformação de cavaco) e utilizar sistema máquina-ferramenta-peça com potência e rigidez suficientes para assegurar o mínimo de vibração. Quando é requerido um segundo passe na superfície

encruada, para que a ponta, parte frágil da ferramenta, não fique envolvida no material endurecido, é importante que a espessura de cavaco a ser removida exceda a profundidade da camada endurecida [Shaw (2005), Nickel Institute (1998), Diniz (2003) e Saoubi (2004)]. O encruamento do material durante a usinagem piora o acabamento superficial (O'Sullivan, 2002).

 O alto coeficiente de atrito, o alto coeficiente de dilatação térmica e a alteração dimensional, se houver formação de martensita, dificultam à obtenção das tolerâncias apertadas. O aumento do ângulo de saída da ferramenta também ajuda a diminuir estes efeitos. [Diniz (2003) e Shaw (2005)].

2.4.3. Usinagem do aço inoxidável superaustenítico

Mesmo com as características especiais, os superausteníticos podem ser usinados com sucesso pelos métodos normais utilizados para se usinar os aços inoxidáveis austeníticos série 300 e ligas de níquel. Comparado com a classe austenítica série 300, os superauteníticos apresentam:

- 1. Maior resistência em temperatura ambiente e em temperaturas elevadas;
- 2. Maiores taxas de encruamento;
- 3. Semelhantes características de atrito;
- 4. Conteúdo de enxofre extremamente baixo. O enxofre nos aços inoxidáveis austeníticos formam inclusões frágeis que reduzem a ductilidade e melhora a usinabilidade porque diminui a zona plástica e a taxa de encruamento, conseqüentemente as taxas de remoção de material e a vida da ferramenta aumentam. Porém, o uso do enxofre é restrito porque reduz a resistência à corrosão.

A usinabilidade dos aços inoxidáveis superausteníticos é, portanto, mais difícil que dos aços austeníticos da série 300 e atenção cuidadosa deverá ser dada para garantir sucesso. Os princípios básicos de usinagem que se aplicam para as classes de aços inoxidáveis austeníticos e de ligas de níquel é um bom ponto inicial para usinagem dos mesmos. Isso inclui ferramentas com corte bem agudo, fixações rígidas, profundidades de corte acima da camada encruada e

geometrias de corte positivas. A baixa condutividade térmica desta liga faz com que seja importante ter o fluido de corte alimentado continuamente à ferramenta e a peça. Fluidos de corte solúvel em água são refrigerantes principais e os mais utilizados para operação de alta velocidade com insertos de metal duro. O avanço e profundidade de corte são muito importantes se houver uma operação de acabamento subseqüente, pois o efeito do encruamento superficial prévio deverá ser removido o mais que possível antes dos passes de acabamento. Os passes de acabamento deverão ter a profundidade suficiente para cortar abaixo da camada superficial encruada. As ferramentas de corte altamente resistentes são úteis devido à alta resistência do aço inoxidável. Utilizar máquinas de alta potência também é muito importante devido à alta resistência do aço inoxidável. (2001) e Steel Castings Handbook (2004).

Quanto à usinabilidade do aço superaustenítico, quando se compara a composição química com os aços inoxidáveis austeníticos convencionais, através da Tabela 2.5, o alto teor níquel do aço superaustenítico, duas vezes maior, proporciona um aumento da ductilidade, ou seja, maior deformação durante a usinagem. O alto teor de molibdênio, também duas vezes maior, proporciona um aumento da dureza e maiores forças de corte durante a usinagem. Quando comparamos as propriedades com os aços inoxidáveis austenítico, através da tabela 2.4, o aço superaustenítico tem menor condutividade térmica, da ordem de 25 %, proporciona maior absorção do calor durante a usinagem e maior limite de resistência a tração, da ordem de 13 %, maior serão as forças de corte.

2.5. Integridade superficial pós usinagem

Segundo Shaw (2005), a integridade de uma superfície usinada é um dos mais importantes pontos a ser considerado durante uma usinagem. Integridade superficial é o termo que envolve varias considerações: acabamento superficial e ausência de trincas, alteração química, danos térmicos e tensão residual. O acabamento superficial é sem dúvida o mais importante para operações de acabamento. Os demais são, no entanto, uma preocupação com relação às superfícies lisas. Onde a rugosidade das superfícies é relativamente importante, uma operação de acabamento é, freqüentemente, requerida.

2.5.1. Rugosidade

Rugosidade á o conjunto de irregularidades, isto é, pequenas saliências e reentrâncias que caracterizam uma superfície. Essas irregularidades podem ser avaliadas com aparelhos eletrônicos, a exemplo do rugosímetro. A rugosidade desempenha um papel importante no comportamento dos componentes mecânicos. Uma das influências é na resistência à corrosão e à fadiga. A grandeza, a orientação e o grau de irregularidade da rugosidade podem indicar suas causas que, entre outras, são imperfeições nos mecanismos das máquinas-ferramenta; vibrações no sistema peça-ferramenta; desgaste das ferramentas e o próprio método de conformação da peça.

2.5.2. Formação de pites

O resultado de ensaios realizados em amostras da liga superaustenítica AL-6XN[®], de acordo com o procedimento estabelecido na norma ASTM G48, na temperatura de 45 °C mostrou um alto nível de resistência à corrosão por pite. A temperatura adotada no ataque é influenciada por alguns fatores, como geometria e acabamento superficial (Technical Data of AL-6XN, 1998).

Hassostis (2006) investigou em ligas de aço carbono, o relacionamento 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 esteroscópio 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.

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 iniciar-se (Shapa, 2000).

As superfícies metálicas desbastadas são muito ativas e tem uma tendência a oxidar rapidamente. Um dos tratamentos superficiais para controlar a condição física é melhorar o grau de acabamento, deixando a superfície o mais lisa possível (Ramanathan, 1989).

Experimentos realizados por Moayed (2003) em amostras do aço inoxidável austenítico 904LSS revelaram que a rugosidade afeta o potencial de formação de pites e a temperatura crítica para formação dos pites (CPT). Ele observou que a CPT diminuía quando a rugosidade aumentava. Abaixo da CPT houve a formação de pites menores, com diâmetros da ordem de 30 µm, e acima da CPT houve a formação de pites maiores, com diâmetros da ordem de 100 µm.

Experimentos realizados conforme a norma ASTM G 48, por Salinas-Bravo (1994) em amostras de aço inoxidável duplex e por Tuthil (1992) em amostras de aço inoxidável austenítico, também mostraram que o acabamento superficial é uma variável a ser considerada na temperatura crítica para formação dos pites (CPT); as superfícies lisas tendem a uma maior faixa na CPT.

2.5.3. Encruamento superficial

Santos (2006) define como encruamento superficial, o movimento das discordâncias e, conseqüentemente, a deformação plástica que se inicia quando a tensão aplicada atinge o limite de escoamento do material. Qualquer obstáculo ao movimento das discordâncias dificulta a deformação plástica, aumentando a resistência mecânica do material e, conseqüentemente, a elevação da dureza do material por deformação plástica.

O encruamento é atribuído à interação de discordâncias com outras discordâncias e com barreiras que impedem o seu movimento através da rede cristalina. O número de discordâncias é aumentado durante a deformação plástica. As interações entre discordâncias provocam um estado elevado de tensões internas. Nos primeiros estágios de deformação plástica, o deslizamento se dá essencialmente nos planos primários de deslizamentos e as discordâncias formam, então, arranjos coplanares. Com a continuação da deformação, começa a ocorrer o deslizamento cruzado e os processos de multiplicação de discordâncias começam a ser ativados. A estrutura encruada forma regiões de alta densidade de discordâncias ou emaranhados, os quais logo se desenvolvem em redes de emaranhados. Portanto, a estrutura característica do encruamento é uma estrutura celular onde as paredes das células são formadas por emaranhados de alta densidade de discordâncias. A geração e a interação das discordâncias durante o encruamento causam um aumento da energia interna, o que leva a uma diminuição da resistência à corrosão sob tensão e introduz a possibilidade do aparecimento de trincas (Dieter, 1976).

O encruamento tem sido reconhecido como uma importante característica responsável pela difícil usinabilidade do aço inoxidável austenítico. Poucos estudos têm contribuído para entender o mecanismo do aço inoxidável austenítico durante a usinagem. Em outras situações, como deformação a frio, o mecanismo da metaestabilidade da austenita tem sido investigado. Talvez o encruamento do aço inoxidável austenítico esteja associado com a formação de martensita por tensão induzida. Acredita-se que o tamanho de grão da austenita tem uma forte influência na formação de martensita por tensão induzida e no encruamento. Foi relatado que a formação da martensita por tensão induzida é aumentada e o encruamento é acentuado com o aumento do tamanho de grão, que resulta em degradação da usinabilidade do aço inoxidável austenítico (Jiang, 1997).

Saoubi (2004) realizou medições da microdureza nas camadas superficiais encruadas após a usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos e duplex e observou uma maior severidade no encruamento superficial de um aço inoxidável austenítico (taxa de 0,8) quando comparado com um aço inoxidável duplex (taxa de 0,6). A taxa de severidade foi calculada através da Equação 2.2, onde Hv á a dureza em Vickers:

Severidade do encruamento =
$$\frac{\Delta H v_{máx.}}{H v_{máx.}} = \frac{(H v_{máx.} - H v_{inicial})}{H v_{máx.}}$$
 (Equação 2.2)

2.5.4. Tensão residual superficial

Tensões residuais são aquelas que permanecem em um componente na ausência de forças externas e/ou gradientes de temperatura. Estas tensões são originadas sempre que o componente sofre deformação plástica localizada ou deformação elástica não-homogênea. Elas podem ser classificadas como macro ou micro tensões residuais, em função da escala na qual se distribuem e seus efeitos podem ser benéficos ou prejudiciais ao componente, dependendo do sinal, magnitude e distribuição destas tensões. Como resultado dos processos de produção das estruturas e, posteriormente, sua montagem e funcionamento, freqüentemente ocorrem tensões residuais que contribuem para o surgimento de trincas. Para a preservação da segurança e da capacidade de trabalho dos diversos elementos das estruturas, o conhecimento da magnitude e das direções de atuação dessas tensões é de grande importância. Os materiais, amostras ou peças que contenham tensões residuais, não possuem nenhuma indicação externa de suas existências e, desta maneira, não se diferenciam das amostras em que as tensões residuais não existem. Entretanto as tensões residuais podem influenciar nas características físicas e mecânicas. À ação externa ao material, as tensões residuais e as tensões aplicadas se somam linearmente no regime elástico. Porém, a influência do estado de tensões residuais é bem mais complexa. Geralmente, considera-se que ele pode afetar a resistência à fadiga e à corrosão sob tensão, quando forem tensões de tração, mesmo que não seja atingido o limite de escoamento do material. Algumas das causas de surgimento de tensões residuais são: deformação plástica, tensões de origem térmica, transformação de fase, tensões de soldagem e tratamento mecânico superficial. O surgimento de tensões residuais com tratamentos mecânicos de usinagem é causado fundamentalmente por dois processos: deformação plástica da camada superficial, por causa da ação mecânica da ferramenta e o aquecimento local durante a usinagem (que podem atingir valores importantes, levando a transformação de fases de algumas ligas). A distribuição final das tensões residuais depende muito da velocidade do aquecimento e das características da ferramenta (Cullity, 2001).

Conforme Shaw (2005) as superfícies usinadas podem ser deixadas em um estado de tensão residual de tração ou de compressão, dependendo da dureza do material e das condições de usinagem. O perfil das tensões residuais é obtido por meio de uma curva da tensão residual em cada camada removida versus a profundidade desta abaixo da superfície. A Figura 2.11 mostra a

origem da tensão residual de tração obtida quando um material dúctil é usinado. Um elemento *mn* no nível da superfície acabada estará sujeito a tensão compressiva antes de alcançar a aresta de corte. No caso de um material dúctil, a grande quantidade de energia de deformação estará armazenada no elemento *mn* e ao passar pela ponta da ferramenta a energia armazenada será liberada. Se esta energia de deformação é suficientemente alta (grande espessura do cavaco não deformada e ferramenta sem corte) e rapidamente liberada (alta velocidade de corte), a expansão de *mn* com a passagem da aresta de corte poderá crescer demais, resultando em uma tensão residual de tração. A tensão de tração deverá diminuir com a profundidade abaixo da superfície, mas menos rapidamente para uma ferramenta sem corte ou uma com um pequeno ângulo de folga. Para uma baixa integridade superficial é importante que a camada encruada não esteja presente na superfície acabada, ou que, seja realizado uma operação de acabamento que remova completamente este defeito.



Figura 2.11- Carregamento e descarregamento com as passadas da ponta da ferramenta abaixo da superfície do metal (Shaw, 2005).

V: velocidade de corte; *m,n*: tensão residual compressiva no nível da superfície usinada; m_1, n_1 : tensão residual compressiva abaixo da superfície usinada; *m'*, *n'*: tensão residual de tração no nível da superfície usinada; m_1', n_1' : tensão residual de tração abaixo da superfície usinada.

2.5.5. A corrosão sob tensão

Corrosão sob tensão acontece quando um material submetido às tensões de tração aplicadas, ou residuais, é colocado em contato com um meio corrosivo específico. As condições metalúrgicas do material, como a dureza, o encruamento e as fases presentes, são fatores que podem influenciar na resistência à corrosão sob tensão. Neste tipo de corrosão formam-se trincas no material que podem ser intergranulares ou transgranulares. A propagação de trinca por corrosão sob tensão é geralmente lenta, até atingir o tamanho crítico para uma ruptura brusca. Braham (2005) investigou o efeito de diferentes parâmetros de corte, aplicados no processo de torneamento, para ensaio de corrosão sob tensão no aço inoxidável austenítico tipo 316L. Neste estudo foi, também, analisado a influência dos parâmetros de corte nos principais parâmetros de integridade superficial: rugosidade Ra, encruamento superficial e tensão residual. O resultado da análise mostrou que há uma relação entre valores medidos de resistência à corrosão sob tensão com os valores da tensão residual, pois as trincas surgem quando os valores de tensão residual de tração são superiores a 380 MPa. Para o encruamento e rugosidade não é possível identificar uma correlação com a resistência à corrosão sob tensão. Todas as condições de torneamento deixaram a superfície encruada, com camadas que variaram de 300 a 700 µm. Não foi identificada uma correlação de uma única variável, de cada um dos parâmetros de uisnagem, com os resultados obtidos. Os resultados estão mostrados na Tabela 2.10.

	Condições de	torneamen	to		Resistência à corrosão sob tensão			
Raio de ponta	Avanço	Velocida de de corte	Profun- didade de corte	Rugosi- dade	Encrua super	Encruamento superficial		Densidade de trincas
R _ε (mm)	f (mm/rot.)	V _c (m/min.)	a _p (mm)	Ra (µm)	Dureza (HV _{0,05})	Camada (µm)	σ (MPa)	$(\mu m/\mu m^2)$
0,4	0,1	125	1	1,3	440	350	446±50	2,3 x 10 ⁻⁴
0,4	0,2	150	1,5	4,46	470	400	170±71	sem trincas
0,4	0,3	175	2	8,6	486	450	697±75	10,3 x 10 ⁻⁴
0,4	0,4	200	2,5	17,7	490	500	492±122	4,2 x 10 ⁻⁴
0,4	0,1	200	2	1,76	475	450	553±84	2,1 x 10 ⁻⁴
0,4	0,2	175	2,5	7,1	480	450	587±63	5,5 x 10 ⁻⁴
0,4	0,3	150	1	9,8	500	500	254±38	sem trincas
0,4	0,4	125	1,5	16,5	493	500	598±56	9,4 x 10 ⁻⁴
0,8	0,1	150	2,5	0,8	490	500	371±76	sem trincas
0,8	0,2	125	2	1,9	520	550	706±68	5,7 x 10 ⁻⁴
0,8	0,3	200	1,5	3,5	482	450	550±58	9,2 x 10 ⁻⁴
0,8	0,4	175	1	6,3	485	450	444±73	6,7 x 10 ⁻⁴
0,8	0,1	175	1,5	1,6	470	450	383±25	1,8 x 10 ⁻⁴
0,8	0,2	200	1	2	540	700	471±140	9,6 x 10 ⁻⁴
0,8	0,3	125	2,5	3,9	512	550	701±70	7,4 x 10 ⁻⁴
0,8	0,4	150	2	9	480	450	838±81	11 x 10 ⁻⁴

Tabela 2. 10 – Influência das condições de torneamento nas propriedades superficial do aço inoxidável AISI 316L (Braham, 2005).

Bordinassi (2006) estudou os principais efeitos da operação de torneamento para integridade superficial do aço inoxidável superduplex ASTM A890 Gr 6A. O resultado da análise da rugosidade mostrou que o avanço teve uma grande influência na rugosidade. Assim como esperado, o perfil e a dimensão da rugosidade são dependentes deste parâmetro aplicado durante a usinagem. A profundidade de corte praticamente não influencia na rugosidade (Diniz, 2005). A tensão residual gerada durante a usinagem foi de tração. A análise dos resultados mostrou uma grande influência da velocidade de corte para a tensão residual de tração. Não foi possível identificar uma correlação entre as respostas obtidas com os parâmetros de cortes utilizados. Mas foi possível encontrar o melhor parâmetro de corte para obter a integridade superficial recomendada, que significa a menor velocidade de corte de 110 m/min, o menor avanço de 0,1 mm/rev. e a maior profundidade de corte de 0,5 mm, utilizando o inserto classe GC 1025. Estes parâmetros de corte proporcionam a menor tensão residual de tração, a menor rugosidade e a

maior microdureza. Os valores encontrados para tensão residual e para a rugosidade encontramse na Tabela 2.11.

	Condiç	ões de torne	amento		Qualidade superficial	
Raio de ponta	Ferra- menta	Avanço	Velocidade de corte	Profun- didade de corte	Rugosi -dade	Tensão residual
\mathbf{R}_{ϵ}	Classe do	f	Vc	ap	Ra	σ
(mm)	inserto	(mm/rot.)	(m/min.)	(mm)	(µm)	(MPa)
0,4	2015	0,1	110	0,25	0,87	484,5
0,4	2015	0,1	150	0,25	0,82	417
0,4	2015	0,2	110	0,25	2,59	434,5
0,4	2015	0,2	150	0,25	2,86	222,5
0,4	2015	0,1	110	0,5	1,19	654
0,4	2015	0,1	150	0,5	1,16	299,5
0,4	2015	0,2	110	0,5	2,95	345,5
0,4	2015	0,2	150	0,5	3,33	572
0,4	1025	0,1	110	0,25	2,22	354,3
0,4	1025	0,1	150	0,25	1,16	326,4
0,4	1025	0,2	110	0,25	2,42	560
0,4	1025	0,2	150	0,25	3,48	492,5
0,4	1025	0,1	110	0,5	0,86	281,5
0,4	1025	0,1	150	0,5	0,92	329,5
0,4	1025	0,2	110	0,5	2,76	326
0,4	1025	0,2	150	0,5	2,73	406

Tabela 2. 11 – Condições de torneamento vs. rugosidade e tensão residual do aço inoxidável super-duplex. (Bordinassi, 2006).

Capítulo 3

MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Material das amostras

3.1.1. Matéria prima fundida

Para este estudo foram utilizados corpos de prova de forma cilíndrica do aço inoxidável superaustenítico ASTM A351/351M CN-3MN, correspondente às ligas DIN 1.4588 (GX2NiCrMoCuN25-20-6) e UNS J94651. Especificamente para este trabalho, as amostras foram fundidas pelo processo estático, na temperatura de vazamento da ordem de 1.580 °C, com as dimensões de 95 mm de diâmetro e 200 mm de comprimento. A Figura 3.1 ilustra a amostra fundida com a casca de fundição.



Figura 3.1 - Amostra fundida com a camada coquilhada

3.1.2. Tratamento térmico

Após a fundição, as amostras foram submetidas a um tratamento térmico de solubilização à temperatura de 1170 °C por um período de 2 horas e posteriormente foram resfriadas em água. Conforme mostrado no item 2.3.2, a caracterização microestrutural, realizada por Ritoni (2007) identificou que na temperatura de 1170 °C a fração média de precipitados foi da ordem de 5,2 %.

3.1.3. Composição química

A composição química das amostras foi obtida via espectrometria de emissão óptica num equipamento ARL modelo 3460. A Tabela 3.1 compara os valores encontrados com os valores especificados pela norma e o valor da resistência equivalente à corrosão por pites, PRE_N (pitting resistance equivalent) definido através da equação 3.1(ASTM A 890, 1991):

$$PRE_N = Cr\% + 3,3Mo\% + 16N\% (porcentagem em peso)$$
(Equação 3.1)

ELEMENTO	Si	С	Мо	Cr	Si	Ni	Р	Mn	Cu	N	PREN
AMOSTRA	0,74	0,015	6,25	20,79	0,008	24,65	0,021	0,63	0,33	0,2	44,6
ASTM A351/351M CN-3MN	1 Máx.	0,03 Máx.	6,0 a 7,0	20 a 22	0,01 Máx.	23,5 a 25,5	0,04 Máx.	2 Máx.	0,75 Máx.	0,18 a 0,26	≥ 40

Tabela 3. 1 - Valores da composição química (% em peso) e do PRE_N.

3.1.4. Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas foram obtidas através do ensaio de tração realizado em uma máquina de tração universal, marca Tinus Olsen Super L, com capacidade para 30 ton. A média dos resultados obtidos dos ensaios realizados em 4 amostras estão demonstrados na Tabela 3.2 e comparados com os valores estabelecidos pela norma ASTM A 351 grau CN3MN.

Propriedades	opriedades LRT		Al	Módulo E	
	(MPa)	(MPa)	(%)	(MPa)	
Amostras	570±17	302±29	35±3	198±7	
Norma	550 Mín.	260 Mín.	35 Mín.	não informado	

Tabela 3. 2 - Valores das propriedades mecânicas obtidas para o superaustenítico deste trabalho.

O módulo de elasticidade (E) das amostras foi determinado através das curvas de tensãodeformação, por cálculo da taxa de tensão para deformação. A norma não especifica este valor, mas segundo os dados técnicos da liga do aço inoxidável superaustenítico *AL-6XN*® do fabricant*e Allegheny Lundlum Corporation* e a literatura *High-Performance stainless steels* da Nickel Development Institute, este valor é da ordem 195 MPa na temperatura ambiente de 24°C (75°F) e o coeficiente de Poisson é igual a 0,29. Ambas as propriedades citadas serão utilizadas posteriormente para o cálculo da tensão residual obtida por difração de raio-X (Cullity, 2001).

3.1.5. Microdureza da austenita

A determinação da dureza da austenita da amostra foi realizada utilizando-se uma carga de 100 gf. A preparação superficial consistiu de lixamento e polimento. A Tabela 3.3 mostra os valores das medidas de dureza Vickers e a média obtida para a fase austenítica dos corpos de prova.

Tabela 3. 3 – Resultados do ensaio de dureza da austenita.

Valo	Média					
214	232	207	212	211	198	212±11

3.1.6. Camada da casca de fundição

A zona da casca de fundição foi analisada por metalografia. A amostra foi preparada passando pelas etapas de corte, lixamento, polimento e ataque químico com água régia. Posteriormente foi observada em um microscópio óptico Leitz Laborlux 12ME S – Leica. A

Figura 3.2 representa a espessura da camada da casca de fundição da amostra, cujas dimensões variam de 250 a 300 µm e está caracterizada pela presença de vazios de fundição.



Figura 3. 2– Camada coquilhada com aumento de 100x.

3.1.7. Preparação das amostras para usinagem

Com o objetivo de evitar que a camada da casca de fundição interferisse nas investigações da integridade superficial, uma camada de 500 µm no diâmetro externo das amostras fundida foi eliminada através de uma operação de usinagem (Figura 3.3). Logo, para os ensaios da usinagem de desbaste e de acabamento, utilizaram-se corpos de prova cilíndricos com diâmetro de 85 mm e comprimento de 190 mm (Figura 3.4).



Figura 3.3 – Usinagem da preparação das amostras



Figura 3. 4 - Amostras fundida sem a camada coquilhada

3.2. Usinagem dos corpos de prova

3.2.1. Equipamento

A usinagem dos corpos de prova foi realizada no Torno Horizontal CNC Mazak T25, representado na Figura 3.5. As principais características da máquina são: Dimensões: torneável até Ø 350 mm Rotação máxima: 2.200 rpm Potência do motor principal: 20 kW



Figura 3. 5 – Torno horizontal Mazak T25

3.2.2. Ferramentas

✓ Insertos intercambiáveis

Foi utilizado inserto de metal duro intercambiável com tripla cobertura composta de Ti(C,N) + Al_2O_3 + TiN. Segundo Shaw (SHAW, 2005) a principal vantagem de uma cobertura de TiN (nitreto de titânio) é minimizar o atrito e a aderência entre a ferramenta a peça. As geometrias selecionadas foram a ISO CNMG 120412, com raio de ponta (R_{ϵ}) de 1,2 mm para a operação de desbaste, e a ISO CNMG 120404, com raio de ponta (R_{ϵ}) de 0,4 mm para a operação de acabamento. Para investigar o efeito do ângulo ortogonal de saída (γ_0) nos componentes da

integridade superficial, utilizaram-se dois diferentes valores de ângulo de saída do inserto, positivo e negativo.

Para caracterização dos ângulos de saída, os perfis das superfícies de saída dos insertos, na posição 1 e na posição 2 ilustrado na Figura 3.6, foram medidos e analisados.



Figura 3.6 – Posição para medição do ângulo de saída.

Com o auxilio de um microscópio estereoscópio, com uma câmera digital acoplada e conectada a um computador com um sistema de aquisição de imagem, obteve-se as imagens da secção da aresta de saída, na posição 1, de ambos insertos. Com as imagens obtidas foi possível medir o ângulo de saída através de um software de análise e dimensionamento de imagens. Na Figura 3.7 observa-se o perfil e o resultado do valor médio dos ângulos de saída obtidos após quatro medições, $\gamma_0 = +9.4^{\circ}$ (positivo) e $\gamma_0 = -1.2^{\circ}$ (negativo).



Figura 3. 7 – Perfil do ângulo de saída dos insertos, na posição 1, obtido em microscópio.

Para comprovação do perfil da superfície de saída, as posições 1 e 2 da Figura 3.6 foram dimensionadas através do Contourscópio, um sistema de medição de perfis do fabricante Mahr-Perthen acoplado ao software de análise, conforme demonstrado na Figura 3.8.



Figura 3.8 – Contourscopio utilizado para medição do perfil da superfície de saída.

As imagens da Figura 3.9 representam a dimensão do perfil geométrico da superfície de saída nas posições 1 e 2 do inserto " γ_0 positivo" medidas no contourscopio. O resultado do valor do ângulo de saída obtido é da ordem de +10°.



Figura 3.9 – Perfis da superfície de saída do inserto de ângulo positivo.

As imagens da Figura 3.10 representam as dimensões do perfil geométrico na superfície de saída nas posições 1 e 2 do inserto " γ_0 negativo" medidas no contourscópio. O resultado do valor do ângulo de saída obtido é da ordem de 0°.



Figura 3.10 – Perfis da superfície de saída do inserto de ângulo negativo.

✓ Porta ferramenta

Os insertos foram fixados no porta-ferramenta ISO PCLNR 2525 M1, representado na Figura 3.11, com ângulo de folga (α) de 6° e ângulo de posição (χ_r) de 95°, conforme informado pelo fabricante.



Figura 3. 11 – Porta ferramenta utilizado.

Para realização deste trabalho estes dois insertos, com diferentes ângulos de saída, foram identificados, respectivamente, como " $\gamma_0=10^\circ$ " e " $\gamma_0=0^\circ$ ". O conjunto montado composto de porta-ferramenta + inserto intercambiável resultou em ângulos de saída ortogonal positivo e negativo, com respectivamente, $\gamma_0 = +4^\circ e \gamma_0 = -6^\circ$.

3.2.3. Fluido de corte

O fluido de corte utilizado em abundância nas operações de desbaste e acabamento foi o Yushiro KEN FS-8505, com a concentração recomendada pelo fabricante de 6 % em água. Trata se de um fluido solúvel sintético, de base éster vegetal, para operações de usinagem de corte e retífica. Contém aditivos lubrificantes de alta eficiência a base de éster polimérico de alto peso molecular. Recomendado o seu uso em sistemas centralizados ou reservatórios individuais de máquinas operatrizes de comando numérico e convencional. As propriedades informadas pelo fabricante são:

✓ Ótimo acabamento superficial, preciso controle dimensional e longa vida útil da ferramenta.

- ✓ Ótima característica anti-corrosiva, protegendo as peças usinadas e os equipamentos.
- ✓ Prolongada resistência à formação de mau cheiro.
- ✓ Isento de óleo mineral, cloro, nitritos e derivados fenólicos.

3.2.4. Operação de desbaste

✓ Dimensão usinada

Nem todas as superfícies dos componentes utilizados em bombas necessitam apresentar um bom acabamento, com baixa rugosidade, principalmente, quando estas superfícies não requerem as tolerâncias dimensionais e geométricas apertadas para montagem. Portanto, é importante estudar os efeitos da usinagem na integridade superficial em amostras que sofreram a operação de desbaste, tanto para a utilização na condição de desbaste, quanto para conhecer a influência na operação subseqüente, de acabamento. Após a preparação para remoção da camada contendo a casca de fundição, a amostras foram submetidas, primeiramente, ao ensaio de usinagem de desbaste. O desenho da Figura 3.12 representa as dimensões do corpo de prova após a operação de desbaste.



Figura 3. 12 – Desenho do corpo de prova após a usinagem em desbaste. Dimensões em mm.

✓ Variáveis de entrada

Para o experimento da operação de desbaste foram aplicados 2 níveis e 2 fatores conforme Tabela 3.4.

Amostra	V _c (m/min)	f (mm/rot.)	a _p (mm)	Ângulo de saída – γ₀ (°)
1D	60	0,25	2,5	10
2D	90	0,25	2,5	10
3D	60	0,25	2,5	0
4D	90	0,25	2,5	0

Tabela 3.4 - Parâmetros utilizados no ensaio de desbaste

Para investigar o efeito da velocidade de corte (v_c) foram utilizados dois valores distintos de velocidade: 60 m/min e 90 m/min e os dois ângulos de saída ortogonal que foram analisados previamente. Os parâmetros de corte profundidade (a_p) de corte e o avanço (f) foram fixados com base nos valores utilizados na usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos e que foram indicados pelos fabricantes de ferramenta.

Para usinagem de cada trecho indicado na Tabela 3.4 utilizou-se uma aresta nova do inserto, para que o desgaste não alterasse os resultados pretendidos. Foram usinados três corpos de prova de cada trecho, sendo um original e duas réplicas.

3.2.5. Operação de acabamento

✓ Variáveis de entrada

Na operação prévia, de desbaste, das amostras estudadas no ensaio de acabamento, foram aplicadas as mesmas variáveis da amostra 1D ($V_c = 60$ m/min. e $\gamma_o = 10^\circ$). Para estudar os efeitos

da operação de usinagem de acabamento na integridade superficial, variou-se os três principais parâmetros de corte e o ângulo de saída ortogonal. No planejamento experimental foi previsto a análise fatorial em 2 níveis e 4 fatores. Na Tabela 3.5 estão indicados os parâmetros de corte aplicados e as ferramentas aplicadas.

Amostra	V _c (m/min)	f (mm/rot.)	a _p (mm)	Ângulo de saída – γ₀ (°)
1	60	0,1	0,2	10
2	60	0,2	0,2	10
3	60	0,1	0,4	10
4	60	0,2	0,4	10
5	120	0,1	0,2	10
6	120	0,2	0,2	10
7	120	0,1	0,4	10
8	120	0,2	0,4	10
9	60	0,1	0,2	0
10	60	0,2	0,2	0
11	60	0,1	0,4	0
12	60	0,2	0,4	0
13	120	0,1	0,2	0
14	120	0,2	0,2	0
15	120	0,1	0,4	0
16	120	0,2	0,4	0

Tabela 3.5 - Parâmetros utilizados no ensaio de acabamento

Não foram encontradas referências bibliográficas que indicassem os valores dos parâmetros de corte específicos para o aço inoxidável superaustenítico. Os parâmetros de corte determinados foram obtidos de referências bibliográficas referentes à usinagem dos aços inoxidável austenítico convencional e superduplex.

Para investigar o efeito da velocidade de corte (V_c) na integridade superficial foram utilizados dois valores distintos de velocidade, um menor (60 m/min) e um maior (120 m/min).
A definição dos valores da profundidade corte (a_p) foram baseados na profundidade da camada encruada de 200 µm verificada por Gravalos (2006). Com o objetivo de estudar o comportamento da camada encruada oriunda da operação anterior de desbaste utilizou-se o mesmo valor da camada (0,20 mm) e um segundo valor, superior a camada encruada e semelhante ao raio de ponta da ferramenta (0,4 mm).

Os valores do avanço (f) basearam-se nos valores indicados para se obter um baixo valor de rugosidade durante a usinagem de acabamento, um menor (0,1 mm/rot.) e um maior (0,2 mm/rot.)

Para usinagem de cada amostra indicada na Tabela 3.5 utilizou-se uma aresta nova do inserto, para que o desgaste da aresta não alterasse ou interferisse nos resultados pretendidos. Foram usinados três corpos de prova de cada amostra indicada na Tabela 3.9, sendo um original e duas réplicas.

✓ Dimensões usinadas

Os desenhos das Figuras 3.13 e 3.14 representam as dimensões da amostra após a operação de acabamento.



Figura 3. 13 – Desenho do corpo de prova após a usinagem de acabamento para $a_p = 0,4mm$.



Figura 3. 14– Desenho do corpo de prova após a usinagem de acabamento para $a_p=0,2mm$.



Figura 3. 15 – Representação do corpo de prova para usinagem de acabamento.



Figura 3. 16 – Usinagem de acabamento das amostras

3.2.6. Seqüência de corte das amostras para caracterização da superfície usinada

A Figura 3.17 representa a seqüência de corte e preparação dos corpos de prova para a realização dos ensaios de caracterização da superfície usinada.



Figura 3. 17 - Representação tridimensional da seqüência de corte após o acabamento

Corte 1 – Após a operação de acabamento, para que fosse mantida a integridade superficial do diâmetro externo usinado, os corpos de prova foram cortados através do processo de eletroerosão a fio em formatos de discos com uma espessura de 20 mm, conforme está demonstrado no desenho da Figura 3.18.



Figura 3. 18 – Desenho do corte 1.

Após o corte 1, em cada corpo de prova, foi realizado o controle dimensional, da circularidade, da rugosidade e da tensão residual do diâmetro externo usinado.

Corte 2 – Mantendo a integridade superficial do diâmetro externo usinado, de cada corpo de prova foi cortado uma secção longitudinal ao diâmetro externo através do processo de eletroerosão a fio, formando assim um arco de 50 mm, conforme demonstrado no desenho da Figura 3.19.



Figura 3. 19– Desenho do corte 2.

O corpo de prova extraído do corte 2 foi submetido ao ensaio de corrosão por pite.

Corte 3 – Mantendo a integridade superficial do diâmetro externo usinado, em cada corpo de prova foi realizado um novo corte através do processo de eletroerosão a fio, atingindo a secção longitudinal e transversal ao diâmetro externo e formando assim um meio-arco de 12 mm de flecha, conforme demonstrado no desenho da Figura 3.20.



Figura 3. 20– Desenho do corte 3.

Corte 4 – Após o corte 3 foi realizado, por eletro erosão, o corte do corpo de prova para os ensaios de microdureza superficial e análise da microestrutura.

3.3. Medição do círculo médio do diâmetro usinado

A circularidade é determinada por duas circunferências que têm o mesmo centro e raios diferentes. O centro dessas circunferências é um ponto situado no eixo da peça. O campo de tolerância de circularidade corresponde ao espaço entre as duas circunferências, dentro do qual deve estar compreendido o contorno de cada seção da peça. O diâmetro externo após o término da usinagem, a dimensão e a circularidade após o corte em discos por eletroerosão foram medidos na máquina Tridimensional Mitutoyo modelo BRT M507 com capacidade dos eixos: x-500mm, Y-700mm e Z-400mm, (Figura 3.21).



Figura 3. 21 – Máquina tridimensional Mitutoyo

3.4. Medição da rugosidade

A rugosidade da superfície usinada em cada amostra foi medida utilizando-se o rugosímetro Perthometer M1–Mahr, ilustrado na Figura 3.22, com capacidade para faixa de medição de até 150 μ m e emissão de registro de medição. A medição foi realizada em 3 diferentes posições de cada corpo de prova, com valor de *cut-off* de 0,8 mm e o comprimento de amostragem igual a 5 mm.



Figura 3. 22- Rugosímetro Mahr

3.5. Medição da microdureza

3.5.1. Preparação dos corpos de prova

A seqüência de preparação dos corpos de provas foi:

- ① Revestimento superficial com níquel químico. Sobre todas as superfícies de cada corpo de prova, exceto na superfície a ser analisada a dureza, foi aplicada uma camada da ordem de 30 µm de níquel químico, pelo processo de reação química ou auto-catalítica entre os agentes dissolvidos de sulfato de níquel e hipofosfito de sódio em solução aquosa onde a peça foi mergulhada. As superfícies da peça, quando imersas na solução aquosa de níquel, são revestidas com camadas totalmente uniformes da liga de níquel-fósforo, independente da forma geométrica que possuam (Superfinishing, 2005). Este revestimento teve por objetivo evitar qualquer deformação plástica ou a expansão do material em direção as bordas (ou arestas) que possam ocorrer quando na penetração do diamante durante as medições nesta região e, conseqüentemente, interferência na leitura dos valores.
- ² *Embutimento*. Os corpos de prova foram embutidos em resina misturada com baquelite.
- ③ Lixamento. Os corpos de prova foram lixados em máquina rotativa utilizando água em abundância para evitar aquecimento. A seqüência da granulação de lixas foi: #120, #220, #320, #400, #600, #1200 e #2000.
- ④ Polimento. Os corpos de provas foram polidos em uma politriz rotativa utilizando óxido de cromo.

3.5.2. Método utilizado

A medição da dureza superficial baseou-se na norma ASTM E 384-07 – *Método de ensaio* padrão para dureza de micro-penetração dos materiais. Este método estabelece a determinação da microdureza dos materiais através de ensaio de micro-penetração feito com um penetrador Knoop ou Vickers. O detalhamento deste método está descrito no anexo A.

As medições foram realizadas no microdurômetro Buehler modelo 1600-6300, ilustrado na Figura 3.23, aplicando uma carga de 50 gf durante 10 segundos. As medidas foram tomadas partindo da superfície usinada e em direção ao centro, com os espaçamentos representados na Tabela 3.6. A primeira medição ocorreu a 50 μ m da superfície revestida, que significa a 15 μ m da superfície usinada e fora da camada de 35 μ m revestida com níquel.

Distância da superfície (µm)							
absoluto	incremental						
50	50						
100	50						
150	50						
200	50						
250	50						
300	50						
350	50						
400	50						
450	50						
500	50						
600	100						
700	100						
800	100						
900	100						
1000	100						

Tabela 3. 6 – Espaçamentos utilizados na medição da microdureza.



Figura 3. 23 – Microdurômetro Buehler 1600-6300.

A cada impressão do penetrador na superfície obtinha-se, no painel do microdurômetro, a distância e o valor da microdureza em duas diferentes unidades, em Vickers (HV) e Knoop (HK).

Depois de realizadas as medições em cada uma das amostras, as regiões da superfície onde ocorreram estas medições foram observadas e fotografadas através do microscópio Zeiss modelo Axiotech. Nessa observação foi possível conferir se as primeiras impressões estavam posicionadas na região do material superaustenítico, ou seja, de maneira a garantir que as medições dos valores de microdureza estivessem fora da camada revestida com níquel e não interferisse assim, nas análises.

3.6. Análise da microestrutura

Após a medição de microdureza, foi realizado um ataque com água régia na superfície do corpo de prova para caracterização da microestrutura na região usinada. A microestrutura foi observada e fotografada através do microscópio Zeiss modelo Axiotech.

3.7. Medição das tensões residuais

3.7.1. Tensões residuais por difração de raios-X

O distanciamento entre grãos, para qualquer conjunto de planos igualmente orientados em relação à tensão aplicada, é medido por difração de raios-X, onde o objetivo é medir a linha deslocada devido à deformação uniforme. Deste deslocamento a deformação pode ser calculada e, conhecendo a deformação, a tensão pode ser determinada, ou por um cálculo envolvendo as constantes elásticas do material, mecanicamente medidas ou por um procedimento de calibração envolvendo a medição da deformação produzida pela tensão conhecida. Neste trabalho a medição da tensão por difração de raios-X foi determinada pelo método de cálculo *sen*² Ψ apresentado no anexo B.

A difração de raios-x tem sido utilizada para medir tensões em trincas por fadiga em diferentes fases da amostra. É muito comum encontrar tensão residual em peças de metal que tenham sido deformadas plasticamente por laminação, usinagem, retífica, etc.

Este método é não destrutivo para a medição da tensão próxima da superfície. Se a tensão for medida em algum ponto abaixo da superfície, geralmente em profundidades abaixo de 20 μ m, o material deverá ser removido abaixo deste ponto para expor uma nova superfície para uma análise por raios-x. O método dos raios-x passa, então, a ser destrutivo. Normalmente, no entanto, o mais interessante é medir a tensão do volume de material próximo da superfície, onde a tensão aplicada é geralmente maior e onde as falhas geralmente se originam.

O método de raios-x é a melhor aproximação como primeira consideração no caso de tensão uniaxial, onde a tensão age apenas em uma única direção, embora esta condição seja rara na prática. O volume analisado depende do grau de penetração e da área do feixe incidente na amostra.

3.7.2. Medição da tensão em função da profundidade

Quando os gradientes de tensão de um corpo de prova são medidos com difração de raiosx, o material é removido em camadas e a tensão é medida a cada nova superfície exposta. Estas medições de tensão não são as mesmas anteriormente existentes, porque a remoção de material de uma camada tensionada altera a tensão que permaneceu no material. A tensão medida tem, então, que ser corrigida.

Em uma das amostras, foram realizadas medições da tensão residual em diferentes superfícies que tiveram as camadas removidas. Como a remoção por meio mecânico introduz esforços e tende a deixar a superfície com uma nova tensão residual, a remoção foi realizada por ataque em solução ácida, composta por ácido clorídrico + ácido nítrico, incrementalmente até uma profundidade de 100 µm.

Os ensaios foram realizados no Difratômetro de Raios-X, da marca RIGAKU – modelo RINT 2200 MULTIFLEX.

3.7.3. Parâmetros utilizados

As medições foram realizadas com variação angular do ângulo ψ de -40° a +40°, a uma distribuição eqüidistante em $sen^2 \psi$. Foram medidos nove ângulos de 10° em 10°. Com a radiação incidente (CrK α) nos planos cristalográfico *hkl* (2 0 0). A Figura 3.24 ilustra a medição em uma das amostras.



Figura 3. 24 – Medição por difração de raio-X.

3.8. Análise da resistência à corrosão por pite

O conceito de se utilizar testes de corrosão em laboratórios para verificar uma determinada propriedade particular do aço inoxidável é aceitável como uma ferramenta útil para avaliar os produtos fabricados (Nickel Institute, 1998).

A norma ASTM G48 método A (1992) estabelece um padrão de ensaio e análise da resistência à corrosão por pite em aços inoxidáveis em laboratórios, quando expostos a uma solução de cloreto férrico. Este método é indicado também para determinar os efeitos dos acabamentos superficiais na resistência à corrosão por pite.

Este método foi desenvolvido para reduzir o tempo de início de uma corrosão localizada, com relação ao ambiente natural. Conseqüentemente, o grau do dano da corrosão que poderá ocorrer durante o teste, geralmente, será maior que em ambientes reais em um mesmo período de tempo.

3.8.1. Preparação da solução de cloreto férrico

O uso da solução de cloreto férrico está correlacionado com o comportamento em certos ambientes reais, como na condição marítima natural, em ambientes oxidantes, baixo pH e ambientes contendo cloretos.

Consiste em dissolver 100 gramas de reagente de cloreto de ferro (FeCl₃) em 900 ml de água destilada (aproximadamente 6% de FeCl₃ por peso) e filtrar através de lã de vidro ou filtros de papel para remover as partículas sólidas presentes.

3.8.2. Preparação das amostras

Para realização do teste, as amostras, que foram cortadas na forma representada na Figura 3.17, tiveram suas superfícies preservadas na mesma condição anteriormente usinadas, sem remover ou alterar o 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. Cada corpo de prova foi pesado com uma precisão de 0,001 gramas, armazenado e mantido em uma estufa até que o ensaio fosse realizado.

3.8.3. Realização do ensaio

Os corpos de prova foram acondicionados em um suporte de vidro, como demonstrado na Figura 3.28, para serem imersos no Erlenmeyeir contendo a solução preparada.



Figura 3. 25 – Suporte para as amostras.

Os aparelhos utilizados neste ensaio de corrosão são apresentados na Figura 3.26. 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.



Figura 3. 26 – Aparelhos utilizados no ensaio de corrosão.

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 provas 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. Os corpos de prova foram pesados em uma balança com uma precisão de 0,001 grama e as superfícies usinadas foram examinadas em um microscópio óptico, conforme demonstrado na Figura 3.27.



Figura 3. 27- Análise da superfície no Microscópio.

3.8.4. Caracterização da formação de pites

Para caracterizar a resistência à corrosão por pite, além da perda de massa, foi realizado um exame visual com reprodução fotográfica das superfícies dos corpos de prova. Para analisar se havia presença dos pites nas superfícies do corpo de prova foi utilizado um microscópio de baixa ampliação, 40 vezes, conforme ilustrado na Figura 3.27.

Com auxilio do microscópio, a quantidade de pites na superfície das amostras foi contada para determinar a intensidade de pites por unidade de área. Para isso a área total da superfície analisada foi subdividida em 12 subáreas, separadas por etiquetas adesivas, que possibilitava ser removida e recolocada durante a análise de cada subdivisão.

Capítulo 4

RESULTADOS OBTIDOS E DISCUSSÕES

4.1. Respostas obtidas para a medição da dimensão e da forma geométrica

4.1.1. Operação de acabamento

O objetivo desta análise foi de identificar, se após o corte, houve deformações significativas que comprometessem a seqüência dos ensaios. Na Tabela 4.1 pode-se observar os valores da diferença do diâmetro das amostras (que é a variação entre o valor medido logo após a usinagem e o valor medido após cortado em disco) e a circularidade (que é o círculo médio medido no diâmetro usinado após cortado em disco). As Figuras C.1 e C.2 do anexo C apresentam exemplos dos relatórios emitidos pela máquina de medição tridimensional.

Amostra	V _c (m/min)	f (mm/rot.)	a _p (mm)	Ângulo de saída (γ₀)	Diferença do diâmetro (mm)	Circularidade Tridimensional (mm)
1A	60	0,1	0,2	10	-0,002	0,013
2A	60	0,2	0,2	10	-0,002	0,011
ЗA	60	0,1	0,4	10	-0,002	0,009
4A	60	0,2	0,4	10	-0,009	0,009
5A	120	0,1	0,2	10	-0,004	0,010
6A	120	0,2	0,2	10	-0,014	0,008
7A	120	0,1	0,4	10	-0,012	0,016
8A	120	0,2	0,4	10	-0,007	0,011
9A	60	0,1	0,2	0	-0,011	0,011
10A	60	0,2	0,2	0	-0,006	0,013
11A	60	0,1	0,4	0	-0,005	0,013
12A	60	0,2	0,4	0	-0,004	0,008
13A	120	0,1	0,2	0	-0,007	0,009
14A	120	0,2	0,2	0	-0,004	0,007
15A	120	0,1	0,4	0	-0,007	0,014
16A	120	0,2	0,4	0	-0,004	0,010

Tabela 4.1 – Diferença do diâmetro e circularidade das amostras usinadas em acabamento

Nota-se na Tabela 4. 1 que as deformações (diferenças no diâmetro) foram da ordem de 10 µm, o que não compromete a seqüência de ensaios.

4.2. Respostas obtidas para rugosidade

4.2.1. Operação de desbaste

Embora a rugosidade após a operação de desbaste não tenha importância, os valores desta foram medidos e analisados para uma possível correlação com os valores encontrados na operação de acabamento. A rugosidade de cada amostra foi medida em quatro posições eqüidistantes a 90° e obtida através da média aritmética calculada, conforme está demonstrado na Tabela 4.2.

Amostra	V _c (m/min)	f (mm/rot.)	a _p (mm)	Angulo de saída γ₀ (°) Rugosidade Média - Ra (μm)		Desvio padrão (µm)
1D	60	0,25	2,5	10	1,22	0,05
2D	90	0,25	2,5	10	1,31	0,14
3D	60	0,25	2,5	0	2,28	0,19
4D	90	0,25	2,5	0	2,10	0,12

Tabela 4. 2 – Rugosidade para cada amostra usinada em desbaste.

A Figura 4.1 representa o efeito das variáveis aplicadas no desbaste sobre as diferentes rugosidades obtidas.



Figura 4. 1 – Efeito da velocidade de corte e do ângulo de saída do inserto na rugosidade Ra após a operação de desbaste, para $a_p = 2,5$ mm e f = 0,25 mm/rot.

Para a operação de desbaste, observa-se na Figura 4.1 que não há muita influência da velocidade de corte na rugosidade, mas ocorre uma forte redução da rugosidade quando o ângulo de saída do inserto (γ_0) passa de 0° para 10°. Esta forte influência do γ_0 na rugosidade Ra

comprova a alta ductilidade deste material usinado, quando o γ_o aumenta, diminui a taxa de deformação do cavaco porque a pressão específica de corte (K_s) diminui.

4.2.2. Operação de acabamento

A rugosidade após a operação de acabamento foi medida em cada amostra em quatro posições equidistantes a 90° e obtida através da média aritmética calculada, conforme está demonstrado na Tabela 4.3.

Amostra	V _c (m/min)	f (mm/rot.)	a _p (mm)	Angulo de saída γ₀ (ッ)	Rugosidade Média - Ra (μm)	Desvio padrão (μm)
4A	60	0,1	0,2	10	1,16	0,06
2A	60	0,1	0,4	10	0,76	0,05
ЗA	120	0,1	0,2	10	0,98	0,03
1A	120	0,1	0,4	10	0,54	0,07
8A	60	0,2	0,2	10	2,11	0,10
6A	60	0,2	0,4	10	2,30	0,12
5A	120	0,2	0,2	10	2,24	0,07
7A	120	0,2	0,4	10	2,42	0,11
9A	60	0,1	0,2	0	0,75	0,03
13A	60	0,1	0,4	0	1,17	0,04
10A	120	0,1	0,2	0	0,87	0,02
14A	120	0,1	0,4	0	1,37	0,06
15A	60	0,2	0,2	0	1,81	0,05
12A	60	0,2	0,4	0	1,05	0,05
11A	120	0,2	0,2	0	0,89	0,06
16A	120	0,2	0,4	0	2,03	0,12

Tabela 4. 3 – Rugosidade para cada amostra usinada em acabamento.

A Figura 4.2 representa o gráfico do efeito dos parâmetros utilizados na usinagem de acabamento na rugosidade Ra das amostras.



Figura 4. 2 – Efeito da velocidade de corte (V_c), avanço (f), profundidade de corte (a_p) e ângulo de saída (γ_o) na rugosidade das amostras após a operação de acabamento.

Através da Figura 4.2 é possível notar que o avanço teve um efeito marcante sobre a rugosidade: o menor avanço (0,1 mm/rot.) contribui para diminuir a rugosidade Ra (da ordem de 0,6 a 0,8 μ m). Com o ângulo de saída de 10°, velocidade de corte de 120 m/min. e profundidade de corte de 0,4 mm obteve-se a menor rugosidade Ra (da ordem de 0,6 μ m). Para os demais parâmetros, a velocidade e a profundidade de corte, não é possível notar um efeito marcante para rugosidade. Segundo Diniz (2003) a rugosidade cresce com o aumento do avanço e não existe uma influência marcante para profundidades de corte menores que 1 mm.

4.3. Respostas obtidas para medição de microdureza

Os valores obtidos na medição da microdureza foram registrados em unidade Knoop (HK) e em unidade Vickers (HV). Os valores em unidade Vickers (HV) para cada amostra encontramse nas Tabelas 4.4 a 4.6.

Distância da	a superfície (µm)	Pa	râmetros	Média dos		
absoluto	incremental	Vc=60; f=0,25; ap=2,5;	Vc=90; f=0,25; ap=2,5;	Vc=60; f=0,25; ap=2,5;	Vc=90; f=0,25; ap=2,5;	valores de dureza na mesma distância (HV)
50	50	$\gamma_{0}=10$	$\gamma 0=10$	γο=0 471	$\gamma 0=0$	155
100	50	322	350	389	357	+33
150	50	314	271	277	345	
200	50	255	264	248	268	
250	50	252	245	236	280	
300	50	268	231	219	282	238
350	50	265	235	239	256	249
400	50	263	246	224	263	245
450	50	264	242	210	245	240
500	50	264	218	213	256	242
600	100	268	241	224	262	236
700	100	250	243	235	251	250
800	100	239	239	228	255	249
900	100	250	233	235	248	249
1000	100	239	230	228	248	240
Média d	los valores de dur	eza entre	a distânci	244±5		

Tabela 4. 4 – Valores de microdureza (HV) para operação de desbaste, carga de 50 gf.

Tabela 4. 5 - Valores de micr	odureza (HV) para o	peração de acabamento	o-ferramenta $\gamma_0 = 10^{\circ}$
-------------------------------	---------------------	-----------------------	--------------------------------------

Distá super	Distância da superfície (µm) Parâmetros de usinagem							Média dos		
absoluto	incremental	Vc=60; f=0,1; ap=0,2; γo=10	Vc=60; f=0,2; ap=0,2; γo=10	Vc=60; f=0,1; ap=0,4; γo=10	Vc=60; f=0,2; ap=0,4; γo=10	Vc=120; f=0,1; ap=0,2; γo=10	Vc=120; f=0,2; ap=0,2; γo=10	Vc=120; f=0,1; ap=0,4; γo=10	Vc=120; f=0,2; ap=0,4; γo=10	valores de dureza na mesma distância (HV)
50	50	428	365	433	371	382	357	407	376	390
100	50	379	329	314	231	263	247	300	314	
150	50	294	286	268	193	215	237	223	256	
200	50	267	258	268	193	205	236	211	243	
250	50	244	282	250	192	214	201	215	241	
300	50	232	287	250	199	200	194	218	231	226
350	50	222	289	265	194	210	196	215	207	225
400	50	225	289	261	197	222	198	226	230	231
450	50	230	298	240	185	207	211	223	208	225
500	50	221	284	255	185	223	201	25	202	200
600	100	222	290	261	189	213	187	222	220	226
700	100	222	284	237	197	209	189	230	220	224
800	100	222	285	241	202	206	189	230	256	229
900	100	222	289	230	189	213	183	233	254	227
1000	100	228	285	234	185	219	198	233	220	225
			Média d	los valore	es de dur	eza entre	a distânci	a de 300 e	1000 µm	224±9

Distância da superfície (µm) Parâmetros de usinagem							Média dos			
absoluto	incremental	Vc=60; f=0,1; ap=0,2; γο=0	Vc=60; f=0,2; ap=0,2; γο=0	Vc=60; f=0,1; ap=0,4; γo=0	Vc=60; f=0,2; ap=0,4; γo=0	Vc=120; f=0,1; ap=0,2; γο=0	Vc=120; f=0,2; ap=0,2; γο=0	Vc=120; f=0,1; ap=0,4; γο=0	Vc=120; f=0,2; ap=0,4; γο=0	valores de dureza na mesma distância (HV)
50	50	426	445	419	401	404	381	394	419	411
100	50	302	399	386	345	316	356	318	334	
150	50	265	309	306	285	244	256	230	277	
200	50	245	300	207	238	227	255	241	226	
250	50	240	308	207	237	223	261	247	212	
300	50	236	277	206	242	220	241	200	224	235
350	50	233	302	209	237	214	239	219	230	228
400	50	222	284	210	218	217	236	210	224	233
450	50	223	284	237	240	223	242	212	206	226
500	50	222	277	215	240	219	228	196	210	230
600	100	227	268	238	236	216	239	193	226	221
700	100	237	270	212	226	185	234	198	206	229
800	100	233	273	241	219	193	250	210	211	225
900	100	246	269	219	212	196	237	210	210	218
1000	100	227	271	207	212	196	234	187	206	231
			Média d	los valore	es de dur	eza entre	a distânci	a de 300 e	1000 µm	228±5

Tabela 4. 6 - Valores de microdureza (HV) para operação de acabamento-ferramenta $\gamma_0 = 0^\circ$

Com estes valores das tabelas foi possível construir gráficos do perfil da microdureza, a partir da superfície, e analisar a correlação com as variáveis aplicadas durante a usinagem de desbaste e de acabamento.

4.3.1. Operação de desbaste

A Figura 4.5 representa o gráfico de perfil de microdureza da austenita de uma das amostras usinadas pelo processo de desbaste e também contém uma imagem que representa a superfície plana onde as medições de microdureza foram realizadas.



Figura 4. 3 – Perfil de microdureza da amostra 3D (desbaste com inserto $\gamma_0 = 0^\circ$ e V_c = 60 m/min).

Através da imagem da Figura 4.3 é possível visualizar o espaçamento das marcas em formas de entalhes que foram geradas pelo penetrador de dureza Knoop.

Pode-se observar, em todas as amostras, que o primeiro ponto medido está localizado a aproximadamente 15 µm da superfície usinada, ou seja, fora da camada de níquel aplicada sobre a superfície usinada. Desta forma, a medição deste primeiro ponto, que representa o maior valor de microdureza da austenita, não foi influenciada pelo escoamento do material em direção ao material de menor dureza, a baquelite. As medições foram realizadas da superfície em direção ao núcleo até a região onde o valor da dureza se aproxima do valor da dureza do núcleo.

Os perfis de microdureza da austenita das quatro amostras usinadas pelo processo de desbaste em condições diferentes estão representados através do gráfico da Figura 4.4.



Figura 4. 4 – Perfis de microdureza das 4 amostras da operação de desbaste.

Comparando os quatros perfis do gráfico da Figura 4.4 pode-se notar que a variação da velocidade de corte ($V_c = 60 e 90 m/min$) e do ângulo de saída do inserto ($\gamma_o = 0^\circ e 10^\circ$) não tiveram efeito na formação da camada superficial de elevada dureza. Sugere-se que a usinagem de desbaste não tenha afetado o material após os 150 µm de distância da superfície usinada.

Pode-se associar esta elevada dureza superficial ao fenômeno de encruamento superficial (Santos, 2006). Da Tabela 4.4, obtem-se 244±5 HV como a média da dureza próxima ao núcleo, medido nos dez últimos pontos, e 455±15 HV como a média da máxima dureza, medida na superfície usinada. O valor médio da camada encruada foi da ordem de 150 µm. Através da equação 2.2 (item 2.5.3), obtém-se o valor médio de 0,47 como a taxa de severidade no encruamento superficial oriundo da usinagem de desbaste deste aço inoxidável superaustenítico.

4.3.2. Operação de acabamento

A Figura 4.5 representa o gráfico de perfil de microdureza da austenita de uma das amostras usinada através da operação de acabamento, posterior à condição de desbaste. Esta figura contém também a imagem que representa a superfície plana onde as medições de microdureza foram realizadas.



Figura 4. 5 – Perfil de microdureza da amostra 4 sem ataque (acabamento com inserto $\gamma_0 = 10^\circ$, $V_c = 60$ m/min, f = 0,2 mm/v e $a_p = 0,4$ mm).

Através da Figura 4.5 é possível visualizar o espaçamento das marcas em formas de entalhes, que foram geradas pelo penetrador de dureza Knoop.

A Figura 4.6 representa o gráfico de perfil de micro dureza da austenita da mesma amostra apresentada na Figura 4.5, porém com a imagem da microestrutura obtida no microscópio óptico após o ataque com água régia.



Figura 4. 6 – Perfil de microdureza da amostra 4 com ataque de água régia (acabamento com o inserto $\gamma_o = 10^\circ$, $V_c = 60$ m/min, f = 0,2 mm/v e $a_p = 0,4$ mm).

A imagem da Figura 4.6, com ataque, permite identificar com mais nitidez que a medição do primeiro ponto foi realizada na distância de 15 µm da superfície usinada, ou seja, fora da camada do níquel aplicada. Logo, a medição do primeiro ponto também não foi influenciada pelo escoamento do material em direção ao material mais mole, a baquelite. As medições foram realizadas da superfície em direção ao núcleo até a região que a dureza se aproximasse da dureza do núcleo. Observa-se que nesta amostra a dureza está elevada em relação ao núcleo, da ordem de 180 HV, até a de distância 85 µm da superfície usinada.

A comparação dos perfis de microdureza de quatro amostras usinadas pelo processo de acabamento, utilizando uma ferramenta positiva, na condição máxima e mínima, quanto aos parâmetros de corte, estão representados através do gráfico da Figura 4.7.



Figura 4. 7 – Perfis de microdureza de 4 amostras da operação de acabamento, com inserto $\gamma_0 = 10^\circ$.

Observa-se através do gráfico 4.7 que para a usinagem de acabamento com o inserto $\gamma_0 = 10^\circ$ e aplicando diferentes parâmetros de corte, após 200 µm de distância da superfície usinada não houve variações consideráveis nos valores de microdureza.

Observa-se também que há uma significante diferença no valor da máxima dureza, da ordem de 425 HV para a amostra usinada com a $V_c = 60$ m/min, f = 0,1 mm/v e $a_p = 0,2$ mm, quando comparado com as demais amostras que apresentam o valor máximo da ordem de 375 HV.

O gráfico da Figura 4.9 ilustra um exemplo de comparação dos perfis de microdureza de quatro amostras usinadas pelo processo de acabamento com inserto $\gamma_0 = 0^\circ$.



Figura 4. 8 – Perfis de microdureza de 4 amostras da operação de acabamento, com inserto $\gamma_0 = 0^\circ$.

Observa-se através do gráfico 4.8 que para a usinagem de acabamento com o inserto $\gamma_0 = 0^\circ$ e aplicando diferentes parâmetros de corte, acima de 200 µm de distância da superfície usinada não houve variações consideráveis nos valores de microdureza. Observa-se também que para as quatro amostras não há uma diferença significante no valor da máxima dureza, da ordem de 400 HV.

Conhecendo-se o máximo valor apresentado na das Tabelas 4.5 e 4.6, sugere-se que a usinagem de acabamento não afetou o material após os 125 μ m de distância da superfície usinada. Das mesmas tabelas, obtem-se 226±7 HV como a média da dureza próxima ao núcleo, medido nos dez últimos pontos. A média da máxima dureza medida na superfície usinada é de 390 HV (para $\gamma_0 = 10^\circ$) e 411 HV (para $\gamma_0 = 0^\circ$). O valor médio da camada encruada foi da ordem de 125 μ m. Através da equação 2.2 (item 2.5.3), obtem-se o valor médio de 0,43 como a taxa de severidade no encruamento superficial oriundo da usinagem de acabamento deste aço inoxidável superaustenítico.

4.3.3. Correlação entre o desbaste e o acabamento

A usinagem de desbaste das amostras, prévia à operação de acabamento, foi realizada com uma única condição de corte, com $V_c = 60$ m/min. e inserto $\gamma_o = 10^\circ$. Conforme mencionado anteriormente no item 4.3.1, esta condição apresentou uma espessura de 150 µm de encruamento. Na operação de acabamento o menor valor da profundidade de corte aplicado foi de 0,2 mm (200 µm), ou seja, foi superior à camada encruada durante a usinagem prévia de desbaste. Portanto, pode-se identificar que na operação de acabamento de todas as amostras a camada encruada, proveniente da operação de desbaste, foi eliminada e formou-se uma nova camada encruada.

Através do gráfico da Figura 4.9 é possível comparar os valores da máxima dureza obtidos nas amostras. Neste gráfico foi considerado o maior valor, medido no primeiro ponto, de cada uma das amostras, e a média aritmética dos valores medidos nos três primeiros pontos em cada uma das amostras. As amostras com a inicial "D" identificam a usinagem em desbaste e as amostras com a inicial "A" identificam a usinagem em acabamento.



Figura 4. 9 – Comparação entre os maiores valores com os valores médios de microdureza medidos nas amostras.

Pode-se observar que na maioria das amostras usinadas em acabamento o maior valor da dureza medido é inferior ao maior valor medido das amostras usinadas em desbaste. A máxima diferença de dureza entre as operações realizadas, ou seja, a maior dureza do desbaste e a menor dureza do acabamento, é da ordem de 120 HV (amostra D3-A6).

O gráfico da Figura 4.9 mostra que há uma variação dos valores da maior dureza que foi medida nas amostras usinadas em acabamento, isto identifica que todas as variáveis aplicadas durante a usinagem tiveram um efeito sobre a elevação da dureza superficial, uma vez que este maior valor da microdureza foi medido no primeiro ponto que está bem próximo da superfície usinada. Considerando que em todas as amostras o valor da média aritmética da microdureza nos três primeiros pontos é inferior ao maior valor da microdureza, optou-se por realizar um estudo das análises fatoriais da microdureza utilizando-se o maior valor.

4.3.4. Análise do efeito dos parâmetros de usinagem na microdureza

A Figura 4.10 mostra o gráfico do efeito das variáveis utilizadas na operação de desbaste para o maior valor da microdureza obtido nas amostras, ou seja, os valores do primeiro ponto da Tabela 4.4.



Figura 4. 10 – Efeito da velocidade de corte e do ângulo de saída do inserto na dureza máxima após a operação de desbaste, para $a_p = 2,5$ mm e f = 0,25 mm/rot.

Na operação de desbaste nota-se que o aumento da velocidade de corte de 60 para 90 m/min teve uma pequena contribuição na dureza superficial, reduzindo-a na ordem de 25 pontos na escala Vickers. O ângulo de saída do inserto, praticamente, não teve efeito sobre a microdureza.

A Figura 4.11 representa o gráfico do efeito dos parâmetros de usinagem de acabamento para a máxima dureza superficial obtida nas amostras, ou seja, os valores do primeiro ponto das Tabelas 4.5 e 4.6.



Figura 4. 11 – Efeito das variáveis do processo de usinagem: velocidade de corte (V_c), avanço (f), profundidade de corte (a_p) e ângulo de saída (γ_o) na dureza máxima das amostras após a operação de acabamento.

Nota-se através do gráfico da Figura 4.11 que a dureza superficial diminui quando:

- ✓ A velocidade de corte (V_c) aumenta para 120 m/min em 80% das combinações;
- ✓ O avanço (f) aumenta para 0,2 mm/rot. em 75% das combinações;

✓ O ângulo de saída (γ_0) aumenta para de 10°, quando a velocidade de corte e o avanço aumentam - em 75% das combinações;

✓ O menor valor da dureza ocorre com a combinação da velocidade de corte de 120 m/min., avanço de 0,2 mm/rot., profundidade de corte de 0,2 mm e ângulo de saída de 10° .

Segundo Trent (2000), para a maioria dos metais e ligas, normalmente, à medida que a velocidade de corte aumenta, os cavacos tornam-se mais finos e as forças de corte (F_c) e de avanço (F_f) diminuem. Estas forças de usinagem são também influenciadas pela geometria da ferramenta; o ângulo de saída é o parâmetro mais importante. O aumento do ângulo de saída diminui as forças de corte e de avanço, pois a espessura do cavaco deformado e a área da secção de corte (A_s) diminuem.

Segundo Ferraresi (1988) e Diniz (2003) os valores da pressão específica de corte (K_s), tendem a diminuir quando:

- ✓ A velocidade de corte cresce, devido à diminuição da deformação do cavaco, da dureza do cavaco e, também, dos coeficientes de atrito que o aumento da velocidade de corte proporciona.
- ✓ À medida que os ângulos de saída aumentam, pois a deformação do cavaco diminui, esta influencia é marcante na usinagem de materiais dúcteis, que deformam bastante antes de se romperem.
- Quando a área da secção de corte aumenta, principalmente com o aumento do avanço f.
 Mas pode-se dizer que quando o avanço cresce a força de corte também cresce, entretanto, não na mesma proporção, pois já ocorreu diminuição do K_s.

Logo, pode-se sugerir que dureza superficial diminui quando a pressão específica de corte diminui.

Não foram encontrados trabalhos que analisaram o efeito dos parâmetros de corte e da ferramenta no encruamento superficial formado durante a operação de torneamento em desbaste em ligas de aço inoxidável superaustenítico.

4.4. Respostas obtidas para a medição da tensão residual

O objetivo desta análise foi conhecer as tensões residuais presentes nas amostras e que foram desenvolvidas durante o processo de usinagem por influência das variáveis aplicadas: velocidade de corte, avanço, profundidade de corte e ângulo da saída da ferramenta. O método

aplicado nesta análise é demorado e tem um custo de medição relativamente alto devido ao equipamento de raios-x utilizado.

As Tabelas 4.7 e 4.8 apresentam, respectivamente, os valores da tensão residual medidos nas amostras que foram submetidas às operações de desbaste e de acabamento. Os valores são positivos (+), o que significa uma tensão residual de tração. O aumento da tensão residual de tração reduz a resistência à fadiga (Ferreira, 2006). A resistência à corrosão sob tensão também está correlacionada com a tensão residual. Menores os valores de tensão residual de tração, menor será a possibilidade do surgimento de trincas (Braham, 2005).

Vc f Ângulo de Tensão Residual Desvio Padrão ap Amostra (MPa) (MPa) (m/min) (mm/rot.) (mm) saída -γ_o (°) 1D 60 0,25 2,5 10 128 15 2D 90 0,25 10 179 16 2,5 223

2,5

2,5

3D

4D

60

90

0,25

0,25

Tabela 4. 7 – Valores de tensão residual após a operação de desbaste.

0

0

339

30

41

Limite de escoamento obtido nas amostras (LE) = 302 ± 29 MPa

Amostra	V _c (m/min)	f (mm/rot.)	ap (mm)	Ângulo de saída (γ₀)	Tensão Residual (MPa)	Desvio Padrão (MPa)
1A	60	0,1	0,2	10	327	74
2A	60	0,2	0,2	10	247	42
ЗA	60	0,1	0,4	10	176	48
4A	60	0,2	0,4	10	267	47
5A	120	0,1	0,2	10	133	69
6A	120	0,2	0,2	10	349	46
7A	120	0,1	0,4	10	258	71
8A	120	0,2	0,4	10	197	39
9A	60	0,1	0,2	0	235	56
10A	60	0,2	0,2	0	433	26
11A	60	0,1	0,4	0	318	38
12A	60	0,2	0,4	0	272	38
13A	120	0,1	0,2	0	237	55
14A	120	0,2	0,2	0	305	31
15A	120	0,1	0,4	0	153	62
16A	120	0,2	0,4	0	160	68
	Limite	de escoame	nto obtido	o nas amostras	(LE) = 302 ± 29 MPa	
Observa-se nas Tabelas 4.7 e 4.8 que há combinações de parâmetros de usinagem em que o valor de tensão residual obtido é superior ao limite de escoamento da amostras.

4.4.1. Operação de desbaste

A Figura 4.12 mostra o gráfico do efeito das variáveis utilizadas na operação de desbaste para a tensão residual obtida nas amostras (Tabela 4.7).



Figura 4. 12 – Efeito da velocidade de corte e do ângulo de saída do inserto na tensão residual após a operação de desbaste, para $a_p = 2,5$ mm e f = 0,25 mm/rot.

Pela análise da Figura 4.12, observa-se que no desbaste o aumento do ângulo de saída da ferramenta para 10° e a redução da velocidade de corte para 60 m/min. reduzem a tensão residual.

4.4.2. Operação de acabamento

A Figura 4.13 representa o efeito dos parâmetros usinagem na tensão residual após a operação de acabamento (Tabela 4.8).



Figura 4. 13 – Efeito da velocidade de corte (V_c), avanço (f), profundidade de corte (a_p) e ângulo de saída (γ_o) na tensão residual das amostras após a operação de acabamento.

Através da Figura 4.13 observa-se que tensão residual diminui com o aumento da velocidade de corte (V_c) de 60 para 120 m/min. para $\gamma_0 = 0$, mas não é possível identificar um efeito significante com a variação da profundidade de corte (a_p), do avanço (f) e do ângulo de saída (γ_0). O menor valor da tensão residual ocorreu com a combinação da velocidade de corte de 120 m/min., avanço de 0,1 mm/rot., profundidade de corte de 0,2 mm e ângulo de saída de 10°.

4.4.3. Tensão residual em diferentes camadas

Após as medições na superfície, um perfil de tensões residuais foi obtido na amostra 10A, de maior valor de tensão residual, por difração de raio–X com remoção de camada, onde a remoção foi realizada por ataque de uma solução contendo ácido clorídrico e ácido nítrico, incrementalmente até uma profundidade de 100 μ m. O gráfico da Figura 4.14 representa o perfil dos valores da tensão residual obtidos na superfície para cada camada era removida.



Figura 4. 14 – Tensão residual em função da profundidade, amostra 10A.

Percebe-se através do gráfico da Figura 4.14 que a tensão residual de tração ocorre nas camadas mais superficiais não apresentando grande variação em profundidades, abaixo de 70 µm da superfície.

4.4.4. Correlação entre as componentes da integridade superficial

Os gráficos mostrados nas figuras 4.15 e 4.16 foram traçados para uma análise de uma possível correlação entre as três componentes da integridade superficial obtidas na usinagem de desbaste e de acabamento: dureza superficial, rugosidade e tensão residual.

Para a operação de desbaste observa-se que o aumento da tensão residual é seguido por um aumento na rugosidade da peça, mas não há uma correlação significativa com a dureza superficial. Não há uma correlação da rugosidade com a dureza superficial. Para operação de acabamento não é possível identificar uma correlação significativa entre as três componentes da integridade superficial.

Talvez a fração volumétrica de 5,2% de precipitados, que foi identificado por Ritoni (2007) para a mesma temperatura de tratamento térmico de solubilização em que as amostras foram submetidas (1170 °C), tenha influenciado no resultado da correlação da tensão residual com a dureza superficial. Estes precipitados são fases, como sigma e carbonetos, muito dura e frágil que prejudicam as propriedades mecânicas.



Figura 4. 15 – Gráficos das correlações para as três qualidades superficiais para a operação de desbaste: tensão residual, rugosidade Ra e dureza.



Figura 4. 16 – Gráficos da correlação para as três qualidades superficiais para a operação de acabamento: tensão residual, rugosidade Ra e dureza.

4.5. Respostas obtidas para resistência à corrosão por pite

4.5.1. Análise das superfícies

O ensaio para aceleração da corrosão por pite foi realizado em algumas das amostras, tanto na condição de desbaste, como de acabamento, que apresentavam diferentes valores de rugosidade. As imagens da Figura 4.17, que foram obtidas durante a análise em uma das amostras após o ensaio, representam, em diferentes ampliações, a característica dos pites formados isoladamente durante o ensaio de aceleração da corrosão.



Figura 4. 17 – Pite na rugosidade Ra=2,3 µm, com ampliações de 10x e 20x.

Através da Figura 4.17 pode-se observar um pite típico de forma hemisférica, conforme tem sido mencionado por Ramanathan (1989), com diâmetro da ordem de 100 μm.

4.5.2. Correlação com a rugosidade

Os resultados das medições de perda de massa, obtidos através de pesagem das amostras antes e depois do ensaio, e da quantidade de pites por unidade de área, obtida através de contagem visual, com a superfície da amostra ampliada em 20x, observada no microscópio estereoscópio, encontram-se na Tabela 4.9.

Tabela 4. 9 – Valores das propriedades após o ensaio de corrosão em amostras que sofreram operações de desbaste (D) e de acabamento (A).

Amostra	V _C (m/min)	f (mm/rot.)	a _p (mm)	Ângulo de saída -γ₀ (°)	Rugosidade Ra (µm)	Perda de massa (%)	Densidade (pites/mm ²)
1A	60	0,1	0,2	10	0,54	0,004	0,010
2A	60	0,2	0,2	10	0,76	0,013	0,025
3 A	60	0,1	0,4	10	0,98	0,007	0,079
4 A	60	0,2	0,4	10	1,16	0,031	0,203
10A	60	0,2	0,2	0	0,87	0,005	0,026
11A	60	0,1	0,4	0	0,89	0,004	0,027
12A	60	0,2	0,4	0	1,05	0,015	0,077
17D	60	0,25	2,5	10	1,22	0,019	0,194
19D	60	0,25	2,5	0	2,28	0,029	0,215

O gráfico da Figura 4.18 mostra a perda de massa e a densidade de pites em função da rugosidade Ra, das amostras usinadas, obtido após o ensaio de corrosão.



Figura 4. 18 – Perda de massa e quantidade de pites por área para diferentes rugosidades Ra de amostras que sofreram desbaste e acabamento.

Nota-se no gráfico da Figura 4.18 duas fortes correlações, o aumento de perda de massa e da concentração de pites por unidade de área são influenciados pelo aumento da rugosidade. Estas correlações também foram identificadas por Hassiotis (2006) em operação de torneamento de aço carbono.

Nota-se, também, que para o menor valor de rugosidade de 0,5 µm há pouca perda de massa e de formação de pites. Ramanathan (1989) menciona que quanto mais lisa a superfície trabalhada, ou seja, menor valor de rugosidade, menor será a possibilidade da formação de pites.

4.5.3. Correlação entre densidade de pites e integridade superficial

A Tabela 4.10 mostra os valores dos parâmetros de usinagem e dos resultados dos três componentes da integridade superficial, para a densidade dos pites formados no ensaio de corrosão das respectivas amostras.

Tabela 4. 10 – Valores das integridade superficial para a densidade de pites em amostras que sofreram operações de desbaste (D) e de acabamento (A).

Amostra	V _c (m/min)	f (mm/rot.)	a _p (mm)	Ângulo de saída γ₀(°)	Ra (µm)	Densidade (pite/mm ²)	Camada encruada (µm)	Dureza superficial (HV)	Tensão Residual (MPa)
1A	60	0,1	0,2	10	0,54	0,01	115	428	327
2A	60	0,2	0,2	10	0,76	0,03	65	365	247
10A	60	0,2	0,2	0	0,87	0,03	215	445	433
11A	60	0,1	0,4	0	0,89	0,03	115	419	318
3A	60	0,1	0,4	10	0,98	0,08	165	433	176
12A	60	0,2	0,4	0	1,04	0,08	115	401	272
4 A	60	0,2	0,4	10	1,16	0,20	65	371	267
17D	60	0,25	2,5	10	1,22	0,19	165	464	223
19D	60	0,25	2,5	0	2,28	0,22	215	471	128

A Figura 4.19 mostra os gráficos de contorno da densidade de pites formados para a dureza superficial, tensão residual e rugosidade.

Nota-se nos gráficos da Figura 4.19 uma correlação forte, para a densidade dos pites formados que diminui quando a rugosidade diminui, e uma correlação substancial, para a densidade dos pites formados que diminui quando tensão residual aumenta. Mas, não há uma correlação significativa para a densidade dos pites formados com a camada endurecida e máxima dureza superficial.



Figura 4. 19 - Correlação da densidade de pites com as componentes da integridade superficial.

4.6. Correlação entre as variáveis de entrada e as respostas obtidas

As Tabelas 4.11 (desbaste) e 4.12 (acabamento) classificam o efeito das variáveis aplicadas durante usinagem para cada uma das três componentes da integridade superficial, de acordo com o critério de importância.

1^a – Menor rugosidade Ra - Conforme o item 4.6.3 pode-se identificar que há uma correlação da densidade de pites por unidade de área com a rugosidade Ra, quanto menor o valor de Ra, maior a resistência á corrosão por pite. Quanto mais lisa as superfícies, menor a formação de pites [Ramanathan (1989), Salinas-Bravo (1994) e Tuthil (1992)]

2^a – Menor tensão residual. Trata-se de uma tensão residual de tração e quanto menor o valor, maior a resistência à fadiga e a resistência à corrosão sob tensão, mesmo que o valor não atinja o limite de escoamento do material (Cullity, 2001). No estudo da resistência à corrosão sob tensão do aço inoxidável austenítico tipo 316L, não houve surgimento de trincas para os menores valores de tensão residual de tração (Braham, 2005).

 3^{a} – Menor valor da microdureza. Observa-se que para todas as variáveis aplicadas durante a usinagem ocorreu um endurecimento superficial. A faixa de dureza encontrada, de 357 a 445 HV, indica que houve um encruamento superficial severo em todas as amostras, quando comparado com a dureza do núcleo de 211 HV. O encruamento é uma característica que diminui a vida da ferramenta durante a usinagem, dificultando assim a usinabilidade. Das técnicas para minimizar o encruamento, inclui diminuir a deformação de cavaco (maior V_C, f e γ_{o}) [Trent (2000), Shaw (2005) e Diniz (2003)].

Integridade superficial na operação de desbaste	Rugosidade Ra	Camada superficial endurecida	Tensão residual	
兌 Velocidade de corte (V _c)	€	Û	Û	
û Ângulo de saída - γ₀ (°)	仓仓	€	仓仓	
Menor - efeito peque Meior - efeito peque	no 🗘 Menor	- efeito pronunciado	✤ Efaita nautra	
I Maior - efeito pequei	no L L Maior	ТТ Maior - efeito pronunciado		

Tabela 4.11 – Efeito das variáveis na integridade superficial após a operação de desbaste.

Pela tabela 4.11 observa-se que para reduzir a tensão residual e a rugosidade após a usinagem em desbaste, deve-se aumentar o ângulo de saída da ferramenta. Para diminuir a dureza superficial, deve-se diminuir a velocidade de corte. Logo, a combinação das variáveis recomendada para a usinagem de desbaste é: $V_c = 60$ m/min. e $\gamma_o = 10^\circ$

Integridade superficial na operação de acabamento	Rugosidade Ra	Camada superficial endurecida	Tensão residual			
兌 Velocidade de corte (V _c)	€	Û	仓仓			
I Avanço (f)	仓仓	¢	\$			
Profundidade de corte (a _p)	€	\$	\$			
Î Ângulo de saída - γ₀ (°)	€	仓仓	\$			
Menor - efeito peque	no I I Menor	₽₽ Menor - efeito pronunciado				
1 Maior - efeito pequei	no 仓仓 Maior	介介 Maior - efeito pronunciado				

Tabela 4.12 – Efeito das variáveis na integridade superficial após a operação de acabamento.

Nota-se na Tabela 4.12 que para reduzir a tensão residual, a rugosidade Ra e a dureza superficial após a usinagem de acabamento, deve-se aumentar a velocidade de corte, diminuir o avanço e aumentar o ângulo de saída da ferramenta, porém não foi possível identificar um efeito da profundidade de corte. Logo, a combinação das variáveis recomendada para a usinagem de acabamento é: $V_c = 120$ m/min., f = 0,1 mm/rot. e $\gamma_o = 10^\circ$.

Capítulo 5

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1. Conclusões

Para o aço inoxidável superaustenítico ASTM A744 Gr. CN3MN, temos:

- 1. Quando submetido à usinagem de torneamento em **desbaste** em um torno horizontal CNC, com a utilização de fluído de corte e aplicando os parâmetros: avanço (f) de 0,25 mm/rot., profundidade de corte (a_p) de 2,5 mm, velocidade de corte (V_c) de 60 e 90 m/min. e ângulo de saída do inserto (γ_o) de 0 e 10°, conclui-se que,
 - Ao se aumentar o ângulo de saída da ferramenta de 0° para 10°, houve uma redução pronunciada da rugosidade Ra e da tensão residual, mas não teve um efeito para a dureza superficial.
 - Ao se aumentar a velocidade de corte de 60 para 90 m/min, houve uma pequena redução na dureza superficial e um pequeno aumento da tensão residual. A variação da velocidade de corte não teve efeito na rugosidade Ra.
 - Das variáveis aplicadas, a combinação recomendada para melhorar a integridade superficial é a menor velocidade de corte ($V_c = 60 \text{ m/min.}$) e o maior ângulo de saída ($\gamma_o = 10^\circ$).
- Quando submetido à usinagem de torneamento em acabamento em um torno horizontal CNC, com a utilização de fluído de corte e aplicando os parâmetros: avanço (f) de 0,1 e 0,2 mm/rot., profundidade de corte (a_p) de 0,2 e 0,4 mm, velocidade de corte (V_c) de 60 e 120 m/min. e ângulo de saída do inserto (γ_o) de 0 e 10°, conclui-se que,

- Ao se aumentar a velocidade de corte de 60 para 120 m/min, houve uma redução pronunciada na tensão residual e uma pequena redução na dureza superficial, mas não houve efeito na rugosidade Ra.
- Ao se diminuir o avanço de 0,2 para 0,1 mm/rot. houve uma redução pronunciada na rugosidade Ra e uma pequena redução na dureza superficial, mas não houve efeito na tensão residual
- Ao se variar a profundidade de corte, de 0,2 mm e 0,4 mm, não houve efeito nas três componentes da integridade superficial.
- Ao se aumentar o ângulo de saída de 0° para 10°, houve uma redução pronunciada na dureza superficial, mas não houve efeito na rugosidade Ra e na tensão residual.
- Das variáveis aplicadas, a combinação recomendada para melhorar a integridade superficial é: para qualquer das profundidades de corte de 0,2 mm e 0,4 mm, a maior velocidade de corte ($V_c = 120$ m/min.), o menor avanço (f = 0,1 mm/rot.) e o maior ângulo de saída ($\gamma_o = 10^\circ$).
- 3. Em todas as superfícies submetidas à operação de desbaste e de acabamento, foi possível identificar a presença da tensão residual de tração e de uma camada endurecida, sendo que o valor da tensão residual em algumas das superfícies foi superior ao limite de escoamento. Mas não foi possível identificar uma correlação entre as respostas obtidas para as três componentes da integridade superfícial.
- 4. As superfícies submetidas ao ensaio de corrosão ASTM G 48-A, quando torneadas em desbaste e acabamento, mostraram que a redução da rugosidade Ra contribuiu para diminuir a formação de pites na superfície e a perda de massa. O aumento da tensão residual também contribuiu para diminuir a formação de pites, mas não foi possível identificar uma correlação marcante da formação de pites com a camada endurecida gerada pela usinagem.

5.2. Sugestões para trabalhos futuros

- ✓ Estudar a vida da ferramenta com os parâmetros de corte utilizados;
- ✓ Estudar a contribuição das classes de ferramentas para obtenção de baixa tensão residual;
- ✓ Estudar a contribuição do desgaste da ferramenta para a integridade superficial;
- Estudar a correlação da metalurgia física com a integridade superficial dos aços inoxidáveis austeníticos e superausteníticos;
- Estudar o efeito da tensão residual superficial para vida em fadiga para o aço inoxidável superaustenítico;
- Estudar a integridade superficial para outros processos de usinagem, como por exemplo: retificação, fresamento e furação.

TRABALHOS PUBLICADOS

Gravalos, M.T.; Martins, M; Diniz, A.E.; Mei, P.R., *Efeito da usinagem na estrutura propriedades mecânicas do aço superaustenítico ASTM A351 CN3MN*, p. 83-88, revista REM, Minas Gerais, Brasil, 2006.

Gravalos, M.T.; Martins, M; Diniz, A.E.; Mei, P.R., *Influência da rugosidade superficial na resistência à corrosão por pite em peças torneadas de um aço inoxidável superaustenítico*, Anais do Congresso INOX 2008.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- American Society for Testing and Materials ASTM G 48-92. Standard Test Method for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution, p.190-195, U.S.A., 1992.
- American Society for Testing and Materials ASTM A 351/351M-03, Standard Specification for Casting, Austenitic, Austenitic-Ferritic (Duplex), for Pressure-Containing Parts, p.137-141, 2003.
- American Society for Testing and Materials ASTM A743/A743M-06. Standard Specification for Casting, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application, 7 p., U.S.A, 2006.
- American Society for Testing and Materials ASTM A744/A744M-06. Standard Specification for Casting, Iron-Chromium-nickel, Corrosion Resistant, for Severe Service. American Society for Testing and Materials, 6 p., U.S.A, 2006.
- American Society for Testing and Materials ASTM A890/A890M-99. Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion-Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application, 4 p., U.S.A., 1999.
- American Society for Testing and Materials ASTM A800/A800M. Standard Practice For Steel Casting, Austenitic Alloy, Estimating Ferrite Content, 4 p., U.S.A., 1991.

- American Society for Testing and Materials ASTM E 384-07. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 33 p., U.S.A, 2007.
- Blazinsky, T.Z., Materials at High Strains Rate, *Elsevier Science Magazine*, 6 p., Amsterdam, 1992.
- Bordinassi, E.C, Contribuição ao Estudo da Integridade Superficial de um Aço Inoxidável Super-Duplex após Usinagem, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 201 p., Tese (Doutorado), 2006.
- Bordinassi, E.C; Stipkovic, M.F.; Batalha, G.F.; 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.
- Braham, C.; Ben Rhouma, A.; Lédion, J.; Sidhom, H., Effect of machining Conditions on Residual Stress Corrosion Cracking of 316L SS, *Materials Science Forum*, vols. 490-491, p. 305-310, Switzerland, 2005.
- Callister, D. William Jr., Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução. LTC, 589 p., 5^a ed., Rio de Janeiro, RJ, 2002.
- Curtis, J. F.; Kovach, W., High Performance Stainless Steels. *Nickel Development Institute*, 95 p., U.S.A., 2002.
- Cullity, B.D.; Stock, S.R., Elements of x-ray diffraction, 3th edition, Prentice Hall, p. 435-466, U.S.A., 2001.
- Deutsches Institut für Normung DIN 10.283 European Standard EN 10.283, Corrosion Resistant Steel Castings, 16 p., Germany, 1998.
- Dieter, G. E., Mechanical Metallurgy, Editora McGraw-Hill, p. 203-206, 1976.

- Diniz, A.E.; Marcondes, F.C.; Coppini, N.L., Tecnologia da Usinagem dos Metais, 4ª ed., Editora Artliber, 248 p., São Paulo, 2003,
- Ferraresi, D, Fundamentos de Usinagem dos Metais, 7^a ed., Editora Edgard Blucher Ltda, 751 p. São Paulo, 1988.
- Grubb, J. F., Deemer, D. E., AL-6XN Alloy, Allegheny Ludlum, p. 2-7, U.S.A., 2002.
- Gravalos, M.T.; Martins, M; Diniz, A.E.; Mei, P.R., Efeito da usinagem na estrutura e propriedades mecânicas do aço superaustenítico ASTM A351 CN3MN, p. 83-88, revista REM, Minas Gerais, Brasil, 2006.
- 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.
- Hauk, V., Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods, Elsiever, 1997.
- High Alloy Data Sheets Corrosion Series, Steel Castings Handbook-Supplement 8, Steel Founders Society of America, p.71-73, 2004.
- Jang, D.Y.; Watkins, T.R.; Kozaczek, K.J.; Hubbard, C.R.; Cavin, O.B., Surface residual stresses in machined austenitic stainless steel, *Wear*, vol.194, p.168-173, 1996.
- Jiang, L.; Roos, A.; Liu, P., The influence of austenite grain size and its distribution on chip deformation and tool life during machining of AISI 304L, *Journal of Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 28A, n° 11, p. 2415, 1997.
- Kearns, J.R., The Effect of Nitrogen on the Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Alloys Containing Molybdenum, Journal of Materials for Energy Systems, vol. 7, n° 1, p. 16-26, June, 1985.

- Macherauch, E.; Kloos, K., Origin, Measurement and Evaluation of residual Stress, Residual Stress in Science and Technology, vol. 1, p 3–27, Germany, 1987.
- Machining Nickel Alloys, Nickel Development Institute, 20 p., U.S.A., 1998.
- Martins, C.O.; Strohaecker, T.R.; Rocha, A.S., Hirsch, T.K., Comparação entre técnicas de análise de tensões residuais em anéis de rolamento do aço ABNT 52100, *Revista Matéria*, vol. 9, nº 1, p. 23-31, 2004.
- Matsumoto, Y; Barash, M.M.; Liu, C.R., Effect of hardness on the surface integrity of AISI 4340 steel, *Journal of Engineering for Industry*, vol. 108, p.169-175, 1986.
- Moayed, M. H.; Laycock, N. J.; Newman, R. C., Dependence of the Critical Pitting Temperature on surface roughness, *Corrosion Science Elsievier*, vol. 45, n^o 6, p. 1203-1216, 2003.
- Monin, V.L.; Teodosio, J.R.; Gurova, T.,A portable X-ray apparatus for both stress measurements and phase analysis under field conditions, *Advances in X-ray Analysis*, vol. 43, p.66-71, 2000.
- O'Sullivan, D.; Cotterell, M., Machinability of Austenitic Stainless Steel SS303, *Journal of Materials Processing Technology*, vol.124, p.153-159, 2002.
- Olsson, J., Wasieleewska, W., Application and experience with a superaustenitic 7Mo stainless steel in hostile environments. Avesta Sheffield AB, Research & Development, Sweden, p. 2-7, 1998.

Outukumpu, Steel Stainless Properties-Work-Hardening, p. 57-63, 2005.

Padilha, A. F; Guedes, L.C. Aços Inoxidáveis Austeníticos. Hemus, p.11-165, 1ª ed., São Paulo, 1994.

- Product Manual of Cronifer 1925 Mo-Alloy 926, Encore Metal, secção 5, p. 25-33, Vancouver, Canadá, 2004.
- Ramanathan, L. V., Corrosão e seu controle, 339 p., 1ª ed., Hemus Editora Ltda, São Paulo, Brasil.
- Riihimäki, A., Corrosion Resistant Cast Steels for Process Industry Pumps, Sulzer Pumps Finland, 6 p, 2005.
- Ritoni, M.; Martins, M; Mei, P.R, Efeito do tratamento térmico na estrutura e nas propriedades mecânicas de um aço inoxidável superaustenítico, p. 125-131, revista REM, Minas Gerais, Brasil, 2006.
- Ritoni, M, Efeitos dos tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço superaustenítico ASTM A 744 Gr. CN3MN, 128 p., Dissertação (Mestrado), Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade de Campinas, 2007.
- Rose, S., Work hardening-a material kind of problem, Tooling and Production Magazine, Ohio, 1999.
- Salina-Bravo, V.M.; Newman, R.C., An Alternative Method to Determine Critical Pitting Temperature of Stainless Steels in Ferric Chloridhe Solution, *Corrosion Science*, vol. 36, n^o 1, p. 66-77, Elsevier, UK, 1994.
- Santos, R.G., Transformação de fases em materiais metálicos, cap. 8, p. 313-343, ed. da Unicamp, Campinas, 2006.
- Saoubi, R.M'; Chandraskaran, H., Role of phase and grain size on chip formation and material work hardening during machining of single and dual phase steels, Journal Ironmaking and Steelmaking of Institute of Materials, Minerals and Mining, vol. 37, n° 3, p. 258-264, 2004.

- SHAPA Technical Bulletin, The Surface Finish of Stainless Steel on Fabricated Items, n° 1, 10 p., January, 2000.
- Shaw, M.C., Metal cutting principles, 432 p., 2^a ed., Oxford University Press, New York, USA, 2005,
- Steel Casting Handbook-Supplement 8, High Alloy Data Sheets-Corrosion Series, Steel Founders' Society of America, p.71-73, 2004.
- Technical Data of Stainless Steel AL-6XN®Alloy, Allegheny Ludlum Corporation, Pittsburgh, PA, 56 p., U.S.A., 1998.
- Trent, E.M.; Wright, P. K., Metal Cutting, 446 p., 2^a ed., Butterworth-Heinemann, Woburn, USA, 2000.
- Tuthill, A.H. og Avery, R.E., Specifying Stainless Steel Surface Treatment, NIDI Technical, Series n° 10.068, 1992.
- Withers, P., Bhadeshia, K., Residual Stress, Part 1, Material Science And Technology, p 355–365, vol. 17, 2001.

Yushiro KEN FS-8505, manual técnico da Yushiro do Brasil Indústria Química.

ANEXO A – Detalhe do ensaio de microdureza

Para este ensaio utiliza-se uma máquina calibrada para a força do penetrador de diamante de geometria específica na superfície do material que está sendo analisado. A força aplicada no teste varia na faixa de 9,8 x 10^3 a 9,8 N e o valor da diagonal penetrada é lida através de um microscópio, equipado com um dispositivo de medição, logo após ter removido a carga.

Neste ensaio utilizou-se o penetrador Knoop, um penetrador de diamante em forma de pirâmide com ângulos de $\angle A=172^{\circ}30$ ' e $\angle B=130^{\circ}$, conforme demonstrado através da Figura A.1.



Figura A. 1 – Penetrador Knoop (ASTM E 384-07)

O valor da dureza, em Knoop, é determinado baseado na formação de um pequeno entalhe formado pela força que foi aplicada, que é relativamente pequena. O número da dureza é baseado na força dividido pela área projetada da penetração, o valor da dureza em Knoop (HK) é obtido através da equação A.1:

$$HK = 1.000 \times 10^{3} \times \left(\frac{P}{A_{p}}\right) = 1.000 \times 10^{3} \times \frac{P}{(C_{p} \times d^{2})}$$
(Equação A.1)
se, $C_{p} = \frac{\tan\left(\frac{\angle B}{2}\right)}{2 \tan\left(\frac{\angle A}{2}\right)}$, então (Equação A.2)
 $HK = 14.229 \times \frac{P}{d^{2}}$ (Equação A.3)

onde,

- HK é o número de dureza em Knoop.
- d é o comprimento da diagonal em μm.
- P é a força aplicada em gf.
- Ap é a área projetada de penetração em μ m².
- $\angle A \notin o$ ângulo longitudinal mostrado na Figura A.1.
- \angle B é o ângulo transversal mostrado na Figura A.1.
- C_p é a constante do penetrador, relacionado á área projetada na penetração ao quadrado do comprimento da diagonal, C_p = 0,7028.

Este ensaio assume que não ocorra movimentação elástica depois de removido a carga e que a penetração permanece na forma do penetrador depois de removido a força. Assume também que a taxa da diagonal comprida para diagonal curta da impressão é a mesma para o penetrador.

Segundo a ASTM E384-7 a dureza é empírica e pode ser correlacionada com a resistência a tração, assim como ser utilizado como um indicador de resistência ao desgaste e ductilidade.

As medições das durezas foram realizadas em diferentes distâncias partindo da superfície usinada, para garantir que o espaçamento entre os entalhes seja grande o suficiente para que não haja interferência ou sobreposição entre si. Utilizou-se as distâncias mínimas entre os entalhes e com relação à superfície do corpo de prova recomendada pela norma ASTM E 384-07, conforme demonstrado na Figura A.2.



Figura A. 2 – Espaçamento mínimo recomendado para penetrador Knoop (ASTM E 384-07)

ANEXO B – Método do sen² Ψ

O método utilizado nas medições foi o $sen^2 \Psi$. A variação de *d* com a orientação Ψ da normal está mostrado em coordenadas polar na Figura B.1, então Ψ é o ângulo entre a reta normal á superfície da amostra e a reta normal ao plano de parâmetro *d*. (Cullity, 2001).



Figura B. 1 – Diagrama vetorial do espaçamento do plano *d* para uma tensão de tração σ_{\emptyset} (Cullity, 2001)

As tensões que estão presentes dentro de um corpo, qualquer que seja o sistema de tensão, pode estar relacionada com as três tensões principais σ_1 , $\sigma_2 e \sigma_3$. As principais tensões agem ao longo das direções normais para os planos que não ocorreu tensões. Geralmente sistemas de duas coordenas retilíneas são utilizados em medição de tensões por difração de raio-X: o sistema de coordenada de laboratório L_i e o sistema de coordenada da amostra S_i, conforme demonstrado na Figura B.2.



Figura B. 2 – Ilustração do sistema de dois eixos utilizado em medição de tensão. S_i sistema de coordenada da amostra e L_i sistema de coordenada do laboratório (Cullity, 2001).

O método do "*sen2* ψ " é baseado na utilização de equação da teoria de elasticidade para deformação $\mathcal{E}_{\varphi,\varphi}$ em direção arbitrária. No caso do sistema de coordenadas polares esta equação para $\mathcal{E}_{\varphi,\varphi}$ é (Monin, 2000):

$$\varepsilon_{\phi,\varphi} = \left(\frac{1+\nu}{E}\right) \cdot \sigma_{\phi} \cdot sen^2 \psi - \left(\frac{\nu}{E}\right) \cdot \left(\sigma_1 + \sigma_2\right)$$
(Equação B.1)

Onde φ é o ângulo azimutal e ψ é o ângulo polar; *E* é o modulo de elasticidade e v é o coeficiente de poisson, constantes de elasticidade ; σ_1 , σ_2 , σ_3 são tensões principais e σ_{φ} é a componente da tensão medida. Para tensões residuais σ_3 deve ser igual a zero. Neste caso pode-se obter a expressão que permite utilizar em difratometria de raios-x para medições das tensões:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{(1+\nu)} \cdot \frac{d\varepsilon_{\phi,\varphi}}{dsen^2 \psi}$$
(Equação B.2)

Como a deformação $\mathcal{E}_{\varphi,\varphi}$ na Equação B.1 é uma função linear em *sen*2 ψ , a diferencial da Equação B.2 é o ângulo de inclinação da reta desta função. Então é possível obter a seguinte equação:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{(1+\nu)} \left(\varepsilon_{\phi=90} - \varepsilon_{\phi=0} \right)$$
(Equação B.3)

Onde $\varepsilon_{\psi=0}$ e $\varepsilon_{\psi=90}$ são componentes da deformação medida extrapoladas para ângulos ψ iguais a 0° e 90°. O ângulo polar ψ pode ser interpretado como o ângulo de inclinação do feixe incidente. Também a deformação $\varepsilon_{\varphi,\psi}$ pode ser expressa em termos da difração. A difração interpretada por lei de Bragg é:

$$\lambda = 2d.sen\theta \tag{Equação B.4}$$

Onde *d* é a distância interplanar da rede cristalina, θ é o ângulo de difração e λ é o comprimento de onda do raio-X. Após a diferenciação de lei de Bragg podemos obter:

$$\varepsilon_{\phi,\varphi} = \frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \cdot \Delta \theta$$
 (Equação B.5)

Substituindo as deformações $\varepsilon_{\psi=0} e \varepsilon_{\psi=90}$ da Equação B.3 pela deformação na equação B.5, podemos obter a equação final que é o fundamento do método das medições de tensões por difração de raios-X.

$$\sigma_{\varphi} = \left(\frac{E}{1+\nu}\right) \operatorname{cotg} \theta \left(\theta_{\phi=90} - \theta_{\phi=0}\right)$$
(Equação B.6)

A Equação B.3 mostra que para calcular o valor de tensão é necessário determinar os ângulos de difração $\theta_{\psi=0} e \ \theta_{\psi=90}$. O ângulo polar ψ pode ser interpretado como o ângulo de inclinação do feixe incidente. Para o caso $\psi = 0^{\circ}$, a inclinação do feixe incidente é quase perpendicular à superfície da amostra e $\theta_{\psi=0}$ é o ângulo de difração para planos cristalinos paralelos à superfície do material. O caso $\psi = 90^{\circ}$ não pode ser realizado na prática e o ângulo θ_{ψ} = 90 é determinado pela extrapolação no gráfico experimental $\theta_{\psi} = f(sen^2\psi)$. As medidas foram realizadas em um difratômetro desenvolvido no IWT–Bremen, através da técnica do $\sin^2 \psi$. A radiação incidente foi escolhida buscando a evitar a fluorescência da amostra reduzindo o ruído de fundo de escala do difratograma. Os parâmetros mais relevantes destas análises foram:

A radiação incidente (CrK α), o volume analisado (4,5 x 10⁻² mm³), o pico de difração analisado (156° Fe), a variação angular 2 θ (151 < 2 θ < 160°), o tempo de medida (2 horas por ponto analisado), quinze ângulos ψ distribuídos de –45° a +45°, em uma distribuição equidistante em sin² ψ , com a utilização de um filtro de vanádio.



Figura B. 3 - Difratômetro de Raios-X RIGAKU (IPEN)



ANEXO C – Exemplo do resultado de circularidade

Fator de escala = 1:1.25 [mm]| Ampliação : 1600

		Tol. Sup.	0.002
		Tol. Inf.	-0.003
x	0.000	No. pontos	8
Y	0.000	Min./Max. Pnt.	1/2
z	0.000	Std. dev. * 4	0.009
Atual Raio	32.081	Circularidade	0.005
Min. dist.	-0.003	Max. dist.	0.002
x	1.621	x	-19.703
Y	32.037	Y	25.321
Raio	32.078	Raio	32.084
Phi	87:06:10	Phi	127:53:19

GEOPAK. v2.3.R8

Pagina 1

Figura C. 1 – Relatório do ensaio de circularidade de uma amostra.

Elemento	Mem.	Ptos.			Res	sultados		
			X	Y		Z	Ø/D	е
Plano	1	4	4.286	0.259		353.902		0.006
			89:18:22	89:57:29		0:41:42		
*** TRECHO 7AA								
Avarege circle diameter	1	8	269.915	250.506		0.000	64.163	0.005
Circularidade	1		N=	T =0.001	A=		D=0.005	>>
Avarege circle diameter							E=0.004	
*** TRECHO 7AB								
Avarege circle diameter	2	8	-0.029	-0.017		0.000	64.182	0.016
Circularidade	2		N=	T =0.001	A=		D=0.016	>>
Avarege circle diameter							E=0.015	
*** TRECHO 7AC								
Avarege circle diameter	3	8	-0.060	-0.032		0.000	64.148	0.012
Circularidade	3		N=	T =0.001	A=		D=0.012	>>
Avarege circle diameter							E=0.011	
*** TRECHO 8AA								
Avarege circle diameter	4	8	-0.087	-0.039		0.000	69.188	0.007
Circularidade	4		N=	T =0.001	A=		D=0.007	>>
Avarege circle diameter							E=0.006	
*** TRECHO 8AB								
Avarege circle diameter	5	8	-0.113	-0.053		0.000	69.207	0.011
Circularidade	5		N=	T =0.001	A=		D=0.011	>>
Avarege circle diameter							E=0.010	
*** TRECHO 8AC								
Avarege circle diameter	6	8	-0.143	-0.064		0.000	69.202	0.007
Circularidade	6		N=	T =0.001	A=		D=0.007	>>
Avarege circle diameter							E=0.006	

GEOPAK MMC modo repete v2.3.R8 Edition 8 in MCOSMOS-1

Pag. 1

Figura C. 2 – Relatório do ensaio de circularidade de uma amostra.



ANEXO D – Exemplo do resultado do ensaio de tração

Figura D. 1 – Relatório do ensaio de tração de um corpo de prova.