



Herbert César Gonçalves de Aguiar

**Contribuição ao estudo do torneamento do  
aço inoxidável superduplex empregando  
ferramentas de metal duro com  
revestimentos**

97/2012

Campinas, 2012.



UNICAMP

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Herbert César Gonçalves de Aguiar

**Contribuição ao estudo do torneamento do  
aço inoxidável superduplex empregando  
ferramentas de metal duro com  
revestimentos**

Orientador: Prof. Dr. Amauri Hassui

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

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO  
FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO(A)  
ALUNO(A) Herbert César Gonçalves de  
Aguiar E ORIENTADA PELO(A)  
PROF(A). DR(A) Amauri Hassui

Amauri Hassui  
ASSINATURA DO(A) ORIENTADOR(A)

CAMPINAS, 2012

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

Ag93c Aguiar, Herbert César Gonçalves de  
Contribuição ao estudo do torneamento do aço  
inoxidável superduplex empregando ferramentas de  
metal duro com revestimentos / Herbert César Gonçalves  
de Aguiar. --Campinas, SP: [s.n.], 2012.

Orientador: Amauri Hassui.  
Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de  
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Torneamento. 2. Aço inoxidável. 3. Desgaste  
mecânico. 4. Revestimento de metal. 5. Superfícies  
(Tecnologia). I. Hassui, Amauri, 1967-. II.  
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de  
Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Contribution to study of turning stainless steel super duplex  
using carbide tools with coatings

Palavras-chave em Inglês: Turning, Stainless steel, Mechanical wear, Metal  
coating, Surfaces (Technology)

Área de concentração: Materiais e Processo de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Anselmo Eduardo Diniz, Alexandre Mendes Abrão

Data da defesa: 14-08-2012

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica


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

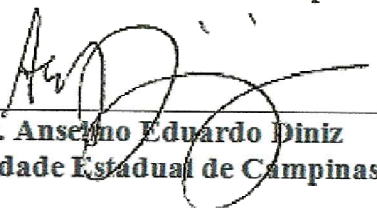
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO

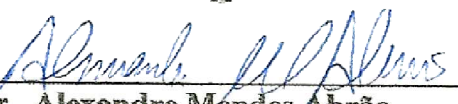
**Contribuição ao estudo do torneamento do  
aço inoxidável superduplex empregando  
ferramentas de metal duro com  
revestimentos**

Autor: Herbert César Gonçalves de Aguiar  
Orientador: Amauri Hassui

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Amauri Hassui, Presidente**  
Universidade Estadual de Campinas

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz**  
Universidade Estadual de Campinas

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão**  
Universidade Federal de Minas Gerais

Campinas, 14 de Agosto de 2012.

## **Dedicatória**

Dedico este trabalho à minha querida esposa Elizabeth Arakaki, aos meus pais Paulo Cezar de Aguiar e Maria Lucia Gonçalves de Aguiar e ao meu irmão Diego Gonçalves de Aguiar (*In Memoriam*).

## **Agradecimentos**

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

Primeiramente a minha esposa, que me incentivou do começo ao fim deste trabalho.

Aos meus pais e a minha irmã pela paciência comigo ao longo do trabalho e da vida.

Aos meus sobrinhos e aos meus cunhados por me proporcionarem momentos de diversão.

Aos meus sogros que sempre me trataram bem, e considero como os meus segundos pais.

Ao meu orientador Amauri Hassui pelo companheirismo e dedicação para a realização deste trabalho.

A todos os professores, alunos, técnicos e secretárias do Departamento de Engenharia de Fabricação que ajudaram de forma direta e indireta na conclusão deste trabalho.

Aos amigos da Faculdade de Tecnologia de São Paulo e do Instituto Federal de São Paulo, que me incentivaram em todos os momentos.

Aos meus alunos do Instituto Federal de São Paulo por debaterem comigo assuntos que colaboraram com a realização deste trabalho.

A empresa Villares Metals e a equipe de profissionais que me auxiliaram o tempo todo no desenvolvimento do meu trabalho.

As empresas Iscar tools e Sulzer pela parceria que tornou possível a realização deste trabalho.

*“Onde há uma grande vontade de aprender, haverá necessariamente muita discussão, muita escrita, muitas opiniões; pois as opiniões de homens bons são apenas conhecimento em bruto.”*

*(John Milton)*

## Resumo

Os aços inoxidáveis superduplex são materiais de estrutura bifásica contendo ferrita e austenita, que garantem ao material boa resistência à corrosão por *pitting*, resistência mecânica e outras características que tornam o material atrativo para as indústrias: petrolífera, óleo/gás, papel/celulose e química. As mesmas características que tornam o aço inoxidável superduplex mais resistente dificultam a sua usinagem. Portanto, a definição dos parâmetros de usinagem deve atender ao compromisso de por um lado garantir alta produtividade e por outro não comprometer as características do material na sua aplicação. O presente trabalho consiste no torneamento com lubrificação do aço inoxidável superduplex, variando os parâmetros de usinagem e utilizando ferramentas de metal duro da classe M05-M20 revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e TiAlN, com o objetivo de investigar os efeitos dos parâmetros de usinagem sobre o mecanismo de desgaste da ferramenta através de micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de micro-análise semi-quantitativa através do sistema de espectroscopia de energia dispersiva (EDS), a tensão residual induzida no material usinado medida por difração raio-X e a rugosidade na peça. As análises do desgaste da ferramenta mostraram a predominância do mecanismo de adesão/*attrition* com surgimento de entalhe causado pelo martelamento da rebarba gerada no cavaco durante o torneamento. Isso por sua vez contribuiu ainda mais com a adesão dificultando a remoção do material que aumentou os esforços de corte gerando tensões residuais superficiais compressivas. A ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN se destacou por apresentar melhor resultado em termos de vida da ferramenta e menores tensões residuais superficiais de tração no início de vida da ferramenta em relação às ferramentas revestidas com TiAlN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN. A condição de  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev se destacou dentre todas as classes testadas em termos de produtividade. No entanto, o  $f = 0,4$  mm/rev é prejudicial à integridade superficial gerando tensões trativas e maiores rugosidades.

*Palavras Chave:* torneamento, parâmetros de corte, aço inoxidável superduplex, tensão residual, desgaste, rugosidade, revestimentos.



## Abstract

The super duplex stainless steels are materials of biphasic structure containing ferrite and austenite, which guarantee a good pitting corrosion resistance, mechanical resistance and other characteristics that make the material attractive to industries: petroleum, oil/gas, paper/cellulose and chemical. The same characteristics that make the super duplex stainless steel more resistant make its machining more difficult. Therefore, the definition of machining parameters should comply with the commitment on the one hand of guaranteeing high productivity and on the other of not compromising the characteristics of the material in its application. This work consists on the turning with lubrication of the super duplex stainless steel, varying the machining parameters and using carbide tools of the grade M05-M20 coated with TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN, TiAlN and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN, with the objective of investigating the effects of the machining parameters over the tools wear mechanism was also analyzed through micrographs obtained by scanning electron microscopy (SEM) and by semi-quantitative micro-analysis through the system energy dispersive spectroscopy (EDS), the residual stress induced into machined material measured by X-ray diffraction and the parts roughness. The tool wear analysis showed a predominance of the adherence/attrition mechanism with the appearance of grooves caused by the hammering of the burr generated in the chip during the turning. This, in its turn, contributed even more with the adhesion, making it difficult to remove the material which increased the effort in cutting, generating superficial compressive residual stress. The tool coated with TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN highlighted itself for presenting better result in terms of the life of the tool and lower surface residual stresses of tensile at the beginning of tool life in relation to the tools coated with TiAlN and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN. The condition of  $v_c = 80$  m/min and  $f = 0,4$  mm/rev highlighted itself among all the tested classes in terms of productivity. However, the  $f = 0,4$  mm/rev is prejudicial to the superficial integrity, generating tensile stress and greater roughness.

*Keywords:* turning, cutting parameters, super duplex stainless steel, residual stress, wear, roughness, coatings.

## Lista de Ilustrações

- Figura 2.1 Imagem tirada no MEV do cavaco retirado do aço inoxidável austenítico (X5 CrMnN 18 18) no processo de torneamento (*Paro et. al., 2001*). 17
- Figura 2.2 Variação da Microdureza Vickers dos revestimentos de titânio em função da temperatura (*Jindal et. al., 1999*). 25
- Figura 2.3 Condutividade térmica comparativa de materiais de ferramentas de corte (a) e revestimentos de alumina (b) comumente utilizados (*Cahill et. al., 1998*). 29
- Figura 2.4 Diagramas mostrando (a) vida, (b) desgastede cratera na superfície de saída e (c) desgaste de flanco dos resultados de ensaio de torneamento do aço AISI4140 com  $V_c = 200$  m/min;  $f = 0,3$  mm/rev;  $a_p = 2$  mm (*Åstrand et. al., 2004*). 30
- Figura 2.5 Tensão residual em vários processos para o aço AISI 4340 temperado e revenido com 510 HV (*Field e Kahles, 1972*). 38
- Figura 2.6 Carregamento e descarregamento nas superfícies do metal quando da passagem na ponta da ferramenta (*Shaw, 2005*). 39
- Figura 2.7 Difração de raio-X em cristais simples carregados e descarregados (*Brinksmeier et. al., 1982*). 40
- Figura 2.8 Estado plano de tensões (*Prevéy, 1996*). 44
- Figura 2.9 Elipsóide das deformações (*Prevéy, 1996*). 44
- Figura 2.10 Gráfico ( $2\theta - \text{sen}2\psi$ ) (*Prevéy, 1996*). 46

Figura 2.11 Análise dos efeitos dos parâmetros de corte sobre as tensões residuais induzidas no aço UNI-ISO 39NiCrMo3 ( <i>Capello et. al., 2005</i> ).	47
Figura 2.12 Preparação de aresta (a) chanfro simples e (b) chanfro duplo ( <i>Matsumoto et. al. apud Hua et. al., 2006</i> ).	48
Figura 2.13 Preparação de aresta com chanfro e raio ( <i>Gunnberg et. al., 2006</i> ).	48
Figura 2.14 Análise das tensões residuais em subcamadas ( <i>Outeiro et. al., 2008</i> ).	49
Figura 0.1 Estrutura do planejamento experimental.	50
Figura 0.2 Corpo de prova para medição de desgaste da ferramenta.	54
Figura 0.3 Corpo de prova para medição das tensões residuais.	54
Figura 0.4 Foto do porta ferramenta com a ferramenta utilizado nos ensaios.	55
Figura 3.5 Torno CNC Galaxy utilizado nos experimentos ( <i>Therezani, 2012</i> ).	58
Figura 3.6 Sistema de captação de imagens e medição dos desgastes ( <i>Therezani, 2012</i> ).	58
Figura 3.7 Microscópio eletrônico de varredura ( <i>Therezani, 2012</i> ).	59
Figura 3.8 Foto do difratômetro raio-X ( <i>Rigaku, 2011</i> ).	60
Figura 3.9 Sistema de polimento eletrolítico Rigaku.	61

Figura 3.10 Medição da profundidade na superfície da peça.	62
Figura 3.11 Montagem para medição da rugosidade ( <i>Therezani, 2012</i> ).	63
Figura 4.1 Identificação das regiões da ferramenta analisadas no MEV.	64
Figura 4.2 Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na $v_c = 80$ m/min e $f = 0,25$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	65
Figura 0.3 Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na $v_c = 80$ m/min e $f = 0,25$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	66
Figura 0.4 Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na $v_c = 80$ m/min e $f = 0,4$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	67
Figura 0.5 Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na $v_c = 80$ m/min e $f = 0,4$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	68
Figura 0.6 Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na $v_c = 110$ m/min e $f = 0,25$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	69
Figura 0.7 Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na $v_c = 110$ m/min e $f = 0,25$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	70
Figura 4.8 Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na $v_c = 110$ m/min e $f = 0,4$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	71
Figura 0.9 Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na $v_c = 110$ m/min e $f = 0,4$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.	72

Figura 4.10 Vida das ferramentas em tempo de corte das condições testadas.	73
Figura 4.11 Vida da ferramenta em volume do cavaco removido das condições testadas.	75
Figura 4.12 Análise estatística da influência dos parâmetros de usinagem na vida da ferramenta em volume de cavaco.	76
Figura 4.13 Desgaste de flanco médio função do tempo utilizado: $v_c = 80$ m/min e $f = 0,25$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.	78
Figura 4.14 Desgaste de flanco médio em função do tempo utilizado: $v_c = 80$ m/min e $f = 0,4$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.	78
Figura 4.15 Desgaste de flanco médio em função do tempo utilizado: $v_c = 110$ m/min e $f = 0,25$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.	79
Figura 4.16 Desgaste de flanco médio em função do tempo utilizado: $v_c = 110$ m/min e $f = 0,4$ mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.	79
Figura 4.17 Fotos das formas do cavaco do material usinado. A foto (a) exhibe um cavaco na forma de fita. A foto (b) exhibe um cavaco na forma helicoidal.	81
Figura 4.18 Comparações das tensões residuais superficiais induzidas na peça usinadas com ferramentas no início da vida entre os parâmetros de corte e as classes das pastilhas utilizadas.	82
Figura 4.19 Comparações das tensões residuais superficiais induzidas na peça usinadas com ferramentas no fim da vida entre os parâmetros de corte e as classes das pastilhas utilizadas.	83
Figura 4.20 Principais efeitos da $V_c$ , $f$ e classe da ferramenta sobre a tensão residual induzida na peça usinada com ferramentas no início da vida.	84

- Figura 4.21 Principais efeitos da  $V_c$ ,  $f$  e classe da ferramenta sobre a tensão residual induzida na peça usinada com ferramentas no fim da vida. 85
- Figura 4.22 Tensão x profundidade para  $V_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev induzidas na peça usinada pelas ferramentas no início da vida. 86
- Figura 4.23 Tensão x profundidade para  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev induzidas na peça usinada pelas ferramentas no início da vida. 87
- Figura 4.24 Tensão x profundidade para  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev induzidas na peça usinada pelas ferramentas no fim da vida. 88
- Figura 4.25 Tensão x profundidade para  $V_c = 80$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev induzidas na peça usinada pelas ferramentas no fim da vida. 89
- Figura 4.26 Relação das tensões residuais em subcamadas induzidas na peça usinada pela ferramenta revestida com  $Al_2O_3/TiCN$  na  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev. 90
- Figura 4.27 Comparação das tensões residuais em subcamadas induzidas na peça usinada pela ferramenta revestida com  $TiAlN$  entre as velocidades de corte. 91
- Figura 4.28 Principais efeitos da  $V_c$ ,  $f$  e classe da ferramenta sobre  $R_a$  e  $R_y$  utilizando ferramentas no início da vida. 92
- Figura 4.29 Principais efeitos da  $V_c$ ,  $f$  e classe da ferramenta sobre  $R_a$  e  $R_y$  utilizando ferramentas no fim da vida. 94

## Lista de Tabelas

Tabela 2.1 Propriedades dos carbonetos utilizados no metal duro ( <i>Exner apud Oliveira, 2007</i> ). 18	
Tabela 0.2 Influência da quantidade de aglomerante nas propriedades do metal duro ( <i>Santhanam et. al., 1990</i> ). 19	
Tabela 0.3 Tabela Especificação técnica das ferramentas de corte ( <i>Adaptado de Nalbant et. al., 2009</i> ). 35	
Tabela 0.4 Tensão residual produzidas por alguns processos de usinagem ( <i>Griffiths, 2001</i> ). 40	
Tabela 3.1 Condições de usinagem para o corpo de prova A. 52	
Tabela 0.2 Condições de usinagem para o corpo de prova B. 52	
Tabela 0.3 Composição química dos corpos de prova utilizados nos ensaios. 53	
Tabela 0.4 Detalhe das ferramentas estudadas. 56	

## Lista de Abreviaturas e Siglas

### *Letras Latinas*

$a_p$ - Profundidade de corte	[mm]
E – Deformação	[MPa]
f - Velocidade de avanço	[mm/rev]
Ra - Rugosidade média	[ $\mu\text{m}$ ]
Ry - Rugosidade máxima	[ $\mu\text{m}$ ]
$VB_B$ - Desgaste de flanco médio da ferramenta	[mm]
$VB_N$ – Desgaste de entalhe	[mm]
$v_c$ - Velocidade de corte	[m/min]

### *Letras gregas*

$\theta$ - Ângulo de refração	[°]
$\lambda$ - Comprimento de onda	[Hz]
$\sigma$ - Tensão residual	[MPa]
$\psi$ - Ângulo entre a reta normal à superfície da peça	[°]

### *Abreviações*

AISI - Instituto Americano do Ferro e Aço  
AISI 304L - Classe normalizada de aço inoxidável austenítico  
CVD - Deposição química a vapor  
D3 - Aço ferramenta equivalente ao aço DIN 1.2080  
EDS - Espectroscopia de Energia Dispersiva  
APC - Aresta postiça de corte  
MEV - Microscopia eletrônica por varredura



MT-CVD - Processo CVD de temperatura moderada

PH - Endurecível por precipitação

PRE - Valor equivalente de resistência ao *pitting*

PVD - Deposição física a vapor

## Lista de Elementos Químicos e Compostos

$\text{Al}_2\text{O}_3$	Oxido de alumínio (alumina)
C	Carbono
Co	Cobalto
Cr	Cromo
$\text{Cr}_3\text{C}_2$	Carboneto de cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
HfC	Carboneto de háfnio
$\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$	Alumina de fase $\kappa$
Mo	Molibdênio
$\text{Mo}_2\text{C}$	Carboneto de molibidênio
N	Nitrogênio
NaCl	Cloreto de sódio
Nb	Nióbio
NbC	Carboneto de nióbio
Ni	Níquel
TaC	Carboneto de tântalo
Ti	Titânio
TiAlN	Nitreto de titânio alumínio
TiC	Carboneto de titânio

TiCN	Carbonitreto de titânio
TiC <sub>x</sub> N <sub>1-x</sub>	Carbonitreto de titânio
VC	Carboneto de vanádio
W	Tungstênio
WC	Carboneto de tungstênio
ZrC	Carboneto de Zircônio
$\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alumina de fase $\alpha$
$\gamma$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alumina de fase $\gamma$
$\theta$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alumina de fase $\theta$

# SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Objetivos	3
2	REVISÃO DA LITERATURA	4
2.1	Aços inoxidáveis	4
2.1.1	Classificação	5
2.1.2	Aplicações dos aços inoxidáveis	9
2.2	A usinabilidade dos aços inoxidáveis	10
2.3	Desgaste da ferramenta	14
2.4	Substrato do metal duro	17
2.5	O revestimento de ferramentas de corte	20
2.5.1	Nitreto de Titânio	21
2.5.2	Carbonitreto de Titânio	23
2.5.3	Alumina	27
2.5.4	Nitreto de Titânio e Alumínio	31
2.5.5	O conceito de revestimentos de multicamadas	33
2.6	Tensão residual	36
2.6.1	Mecanismos de geração de tensão residual	37
2.6.2	Medição de tensão residual	40
2.6.3	Método de difração de raio-X	41
2.6.4	Influência dos parâmetros de usinagem na tensão residual	47
3	MATERIAIS E MÉTODOS	50
3.1	Planejamento experimental	51
3.2	Materiais	53
3.3	Ferramentas de corte	55
3.4	Fluido de corte	57
3.5	Equipamentos	57
3.5.1	Máquina-ferramenta	57
3.5.2	Microscópio óptico	58

3.5.3	Microscópio eletrônico de varredura	59
3.5.4	Medição das tensões residuais	60
3.5.5	Rugosímetro	63
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	64
4.1	Mecanismos de desgaste no final da vida da ferramenta	64
4.2	Vida da ferramenta	73
4.3	Avaliação dos cavacos	81
4.4	Tensão residual	82
4.5	Tensão residual em subcamadas	86
4.6	Rugosidade	92
5	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	96
	REFERÊNCIAS	99
	APÊNDICE I	110

# 1 INTRODUÇÃO

Desde a sua aplicação na indústria na década de 70 o aço inoxidável superduplex (UNS S32507) vem ganhando espaço, principalmente nas indústrias petrolífera, de óleo/gás, de papel/celulose e química e somente a partir da década de 90 passou a ser utilizada no Brasil. (Batista, 2002). No Brasil as indústrias dos ramos citados vêm ganhando destaque no cenário mundial ficando entre as 5 mais importantes do mundo.

Os aços inoxidáveis superduplex (UNS S32507) são aços com estrutura mista de 50% austenita e 50% ferrita com concentração de Cr, N e Mo que garantem alta resistência à corrosão por pite, além das outras características como:

- Alta resistência em meio a cloretos;
- Alta resistência à fadiga;
- Baixa expansão e maior condutividade térmica do que os aços austeníticos;
- Alta absorção de energia.
- Elevada resistência mecânica;
- Alta resistência à corrosão por fadiga e erosão;
- Ferromagnetismo devido à presença da ferrita;
- Boa conformabilidade e soldabilidade devido à presença da austenita;

Devido às características apresentadas, sua utilização tem se estendido cada vez mais na substituição do aço carbono e outros tipos de aços inoxidáveis na fabricação de vasos de pressões, tanques, tubos, rotores, ventiladores, eixos e roletes.

Segundo Charles e Faria (2008), a substituição dos aços inoxidáveis martensíticos e austeníticos por aços inoxidáveis superduplex ocorreu devido ao aumento do preço das ligas de níquel e molibdênio mostrado na pesquisa feita durante período de 2004 a 2007.

Segundo Barbosa (2010), para as condições do pré-sal a enormes profundidades e pressões que exigirão materiais de maior resistência mecânica e totalmente seguros quanto a falhas, pois o acesso a essas profundidades é extremamente limitado. Adicionalmente, a resistência à corrosão por CO<sub>2</sub> e cloretos para essas finalidades exigirá aços inoxidáveis superduplex e supermartensítico.

O aço inoxidável superduplex, assim como os outros aços inoxidáveis, apresentam baixa usinabilidade devido a sua alta taxa de encruamento, baixa condutividade térmica, alta resistência à fratura, elevados valores de resistência mecânica e ductilidade, alta taxa de dilatação térmica e alto coeficiente de atrito. Essas características apresentadas geram problemas na usinagem como: formação de aresta postiça, pior acabamento superficial, baixas velocidades de corte e desgaste excessivo da ferramenta.

Pelos motivos expostos torna-se necessário um estudo comparativo deste material levantando melhores parâmetros de usinagem de acordo com os materiais das ferramentas a serem estudados. Com o intuito de observar qual o melhor rendimento entre as ferramentas testadas foi feita uma comparação: taxa de desgaste da ferramenta no processo de torneamento, tensão residual e do grau de acabamento da peça.

Atualmente a preocupação dos pesquisadores no ramo de usinagem vai além dos custos de produção, acabamento da peça e controle dimensional. O importante é usinar a peça sem que ocorram perdas nas propriedades do material devido as oscilações de esforços mecânicos e térmicos. Portanto, optou-se por verificar a tensão residual após o processo de usinagem, pois tensões residuais trativas induzem menores resistência a fadiga. O que não é apropriado para a aplicação do material em estudo.

Esta pesquisa está dividida em cinco capítulos: introdução, revisão da literatura, materiais e métodos, resultados e discussões e por último, conclusões e sugestões para trabalhos futuros.

A revisão de literatura teve como objetivo coletar referências para mostrar as propriedades dos aços inoxidáveis superduplex e a dificuldade em usina-los tendo como base de estudo, os desgastes das ferramentas de corte e a integridade superficial da peça.

Os materiais e métodos têm o intuito de apresentar o planejamento experimental, descrever os procedimentos experimentais e especificar os equipamentos e recursos utilizados. O capítulo referente aos resultados e à discussão traz as análises realizadas nas ferramentas de corte no material usinado submetidos aos ensaios. Por fim, é apresentado o capítulo com as principais conclusões atingidas por esta pesquisa e propostas para futuros trabalhos.

## **1.1 Objetivos**

Este estudo visa compreender:

- As causas do desgaste excessivo entre as classes das ferramentas testadas;
- Comportamento das tensões residuais no material usinado;
- Estabelecer uma correlação entre vida da ferramenta, tensão residual e rugosidade.



## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 Aços inoxidáveis

No início do século XX, metalurgistas notaram que o oxigênio tinha uma maior afinidade química pelo cromo do que pelo ferro e decidiram adicionar o elemento cromo ao aço. Estudos comprovaram que quando se adiciona pelo menos 10% de cromo ao aço, este elemento se une ao oxigênio para formar uma fina, contínua e transparente camada sobre a superfície do aço, que previne contra a oxidação, pois impede a oxidação adicional. Esta camada transparente se recompõe quando a superfície sofre algum dano, como riscos, desgaste ou amassamento (*AK Steel Corporation, 2004*). Esta grande resistência ao ataque químico, comum a todos os aços inoxidáveis, é uma propriedade que também é chamada de passivação que consiste da formação de uma camada contínua, fina e impermeável de óxido de cromo que protege o material subjacente contra o ataque corrosivo (*AB Sandvik Coromant, 2001*).

Os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro que contém um teor mínimo de 11% de cromo como principal elemento de liga (*ASM Handbook, 1995*). São aços em que não ocorre oxidação em ambientes normais. Alguns aços inoxidáveis possuem mais de 30% de cromo ou menos de 50% de ferro. Alguns outros elementos como carbono, níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio e selênio podem ser adicionados para a obtenção de características mecânicas particulares.

A seguir estão listadas as respectivas implicações nas características da liga do aço inoxidável de cada um dos elementos citados acima (*Sedriks, 1996*):

- Cr (cromo): a resistência à corrosão possui uma dependência direta com o teor deste elemento. Quanto maior o teor de cromo contido na liga, maior é a resistência à corrosão do aço.
- Ni (níquel): o níquel altera a estrutura cristalográfica da liga, conferindo maior ductilidade, e tornando o aço não magnético. Além disso, associado ao cromo, favorece o aumento de resistência à corrosão;

- Mo (molibdênio): combinado com o cromo, ele tem grande ação na estabilidade do filme de passivação, na presença de cloretos. Sua ação também é muito importante para o aumento a corrosão por *pitting* (Panossian, 1993);
- C (carbono): causa endurecimento e aumento na resistência mecânica da liga. Porém, associado ao cromo prejudica a resistência à corrosão. É estabilizador da austenita;
- Ti (titânio) e Nb (nióbio): apresentam uma importante função na manutenção da inoxidabilidade. Evitam a ocorrência da combinação do carbono com o cromo, evitando assim perda de resistência a corrosão;
- W (tungstênio): melhora a resistência à corrosão por *pitting* e em geral em quantidades de 1~3% melhora a resistência do material ao surgimento da fase  $\sigma$ ;
- N (nitrogênio): juntamente com o cromo e molibdênio, é usado para propiciar maior resistência à corrosão. Adições de nitrogênio entre 0,1% e 0,3% aumentam significativamente a resistência à corrosão por *pitting*. Estudos em uma liga Fe-25Cr-5Ni-2,4Mo-3Cu mostram que a adição de 0,1% de nitrogênio aumenta o potencial à corrosão por *pitting* em uma solução 3% NaCl a 30°C. A adição de nitrogênio aumenta a resistência à corrosão da fase austenítica e reduz a participação do cromo, mantendo altos teores de cromo na austenita. Por esse motivo o aumento da resistência a corrosão é bastante significativo (Magnabosco, 2001).

### 2.1.1 Classificação

Existem mais de 250 tipos diferentes de aços inoxidáveis. Esta grande variedade de graus de aços inoxidáveis é dividida em 5 classes ou famílias principais (AK Steel Corporation, 2004). Quatro destas famílias são baseadas na estrutura cristalográfica e microestrutura da liga a saber: martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex (austenítico e ferrítico). A quinta família, que envolve as ligas endurecíveis por precipitação, é baseada no tratamento térmico utilizado, ao invés da microestrutura (ASM Handbook, 1995). A seguir faz-se uma breve descrição destas

cinco famílias e suas características principais, de acordo com a coletânea de informações técnicas levantadas pelo (*Núcleo inox, 2011*).

- **Martensíricos:** Os aços inoxidáveis martensíticos são similares aos aços carbono e de baixa liga. Eles têm uma estrutura tetragonal de corpo centrado, similar aos ferríticos. Devido à adição de carbono, podem ser endurecidos e a resistência aumentada pelo tratamento térmico, da mesma forma que os aços carbono. São classificados como uma família ferro magnético “duro”. O principal elemento de liga é o cromo, com um teor típico de 12 – 15% (*Núcleo Inox, 2011*).

Na condição recozida, apresentam limite de escoamento em torno de 275 MPa onde são normalmente usinados, conformados ou trabalhados a frio. A resistência mecânica obtida pelo tratamento térmico depende do teor de carbono da liga. Aumentando-se o teor de carbono aumenta-se o potencial da resistência e dureza, mas diminui-se a ductilidade e tenacidade. Os aços com teores de carbono mais elevados são capazes de atingir dureza de 60 HR<sub>C</sub> após o tratamento térmico (*Núcleo Inox, 2011*).

A melhor resistência à corrosão é obtida no tratamento térmico, ou seja, na condição temperado e revenido. Os martensíticos foram desenvolvidos com adições de nitrogênio e níquel mas com teores de carbono mais baixos que os tipos tradicionais. Estes aços têm melhor tenacidade, soldabilidade e resistência à corrosão.

- **Ferríticos:** Os aços inoxidáveis ferríticos têm uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, que é a mesma do ferro puro a temperatura ambiente. O principal elemento de liga é o cromo com teores tipicamente entre 11 e 17%. O teor de carbono é mantido baixo o que resulta nestes aços uma limitada resistência mecânica. Não são endurecíveis por tratamento térmico e no estado recozido o limite de escoamento é de 275 a 350 MPa (*Núcleo Inox, 2011*).

Os aços ferríticos têm custo inferior aos austeníticos, mas têm limitada resistência à corrosão quando comparados com os austeníticos mais comuns. Da mesma forma são limitados na tenacidade, conformabilidade e soldabilidade em comparação aos austeníticos. As dimensões de fornecimento (espessura) são restritas devida à baixa tenacidade. São, entretanto do grupo

ferro magnético “mole” e tem assim algumas utilizações especiais, como, por exemplo, núcleo de válvulas solenóides.

- **Austeníticos:** Os aços inoxidáveis austeníticos são os maiores, em termos de número de ligas e de utilização. Como os ferríticos, os austeníticos não podem ser endurecidos por tratamento térmico, tendo o nível de teor de carbono restrito, mas as adições, principalmente de níquel, mudam a estrutura, em temperatura ambiente, para arranjo atômico cúbico de face centrada que é também não magnético (ou seja, tem uma baixa permeabilidade magnética). Dependendo do teor de níquel os aços austeníticos respondem ao trabalho a frio com aumento de resistência mecânica, podendo ser utilizado em operações severas de conformação, evitando ruptura prematura e trinca. O endurecimento por encruamento é acompanhado pelas mudanças parciais na estrutura, com a conformação de uma fase de martensita ferro magnética, o que explica porque com a deformação a frio pode ocorrer os aços austeníticos “magnéticos”.

Os aços mais usados são os do tipo UNS S30400 (AISI 304) tem 17% de cromo e 8% de níquel e apresentam excelente ductilidade, conformabilidade e tenacidade até em temperaturas criogênicas.

O molibdênio é adicionado em alguns dos aços austeníticos para aumentar sua resistência aos mecanismos de corrosão localizados tais como corrosão galvânica e por pite ou alveolar.

- **Endurecíveis por precipitação:** Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (PH) têm dureza aumentada por tratamento de envelhecimento e assim têm algumas similaridades com os aços martensíticos, entretanto o processo metalúrgico para endurecimento é diferente. Estes aços são capazes de atingir uma resistência à tração de até 1700 MPa. Normalmente têm estrutura martensítica e assim são ferro magnéticos. (*Núcleo Inox, 2011*).

Os aços endurecíveis por precipitação (PH) têm boa ductilidade e tenacidade, dependendo do tratamento térmico. Sua resistência à corrosão é comparável ao aço austenítico AISI 304. Podem ser soldados mais facilmente que os aços martensíticos comuns. Foram desenvolvidos e são usados de forma ampla, tanto nos Estados Unidos como no Reino Unido, por exemplo, nas aplicações aeroespaciais.

- **Duplex:** Os aços inoxidáveis duplex têm uma estrutura bifásica contendo 50% ferrita e 50% austenita. Geralmente a composição química deste material contém Cr, Mo, N e baixa concentração de Ni comparado aos outros tipos de aços inoxidáveis.

Os aços duplex são endurecíveis por tratamento térmico, têm dureza mais elevada que os aços ferríticos e austeníticos na condição recozida e têm limite de escoamento médio em torno de 450 MPa. Como os aços ferríticos são ferromagnéticos, mas têm boa conformabilidade e soldabilidade como os aços austeníticos. Entretanto são necessários maiores esforços na conformação devido à sua maior resistência. Estes aços podem ser utilizados em projetos com secções mais finas que os aços austeníticos, mas sua grande vantagem é sua maior resistência à corrosão sob tensão. O molibdênio é normalmente adicionado para aumentar a resistência à corrosão galvânica e por *pitting*. Assim como as outras famílias de aços inoxidáveis, os duplex são divididos em subgrupos com relação a sua composição química, são eles: (Senatore, 2007)

- **Aços inoxidáveis duplex de baixa liga:** devido ao menor teor de elementos de liga são materiais econômicos, não possuem molibdênio na composição química e podem substituir aços inoxidáveis austeníticos como TP304L/316L.

- **Aços inoxidáveis duplex de média liga:** nesta classe se enquadra o duplex mais utilizado. Apresentam resistência à corrosão intermediária entre os austeníticos comuns TP304L/316L e aços inoxidáveis superausteníticos com teor de molibdênio 5 e 6%.

- **Aços inoxidáveis duplex de alta liga:** comumente designados por superduplex. Os aços superduplex devem apresentar um PRE (valor equivalente de resistência ao *pitting*) de no mínimo 40. Para se ter uma ideia de que este crescimento de praticamente “20” significa, realizando um ensaio de corrosão em solução de cloreto ferrítico saturada em 6% a 50°C durante 72h, de acordo com a norma ASTM G48, um aço inoxidável duplex de baixa liga perde 145g/m<sup>2</sup>, enquanto que o aço inoxidável superduplex perde apenas 0,2 g/m<sup>2</sup>. Para atingir o valor do PRE a concentração de cromo na liga é por volta de 25%.

O PRE pode ser calculado em função da porcentagem de alguns elementos presentes na composição química do material, conforme a equação 1 (Nilsson, 1992).

$$\text{PRE} \geq \text{Cr}(\%) + [3,3\text{x}(\%)\text{Mo}] + [16\text{x}(\%)\text{N}] \quad (1)$$

### 2.1.2 Aplicações dos aços inoxidáveis

- **Martensíticos:** estes aços são especificados quando a aplicação requer elevada resistência à tração, à fluência e à fadiga, combinadas com requisitos moderados de resistência à corrosão e utilizações em até 650 °C. Entre as suas aplicações estão turbinas a vapor, motores a jato e turbinas a gás. Alguns destes aços encontram aplicações, também, como tubulações de vapor, reaquecedores de geradores a vapor e tubulações superaquecidas utilizadas em refinarias de combustíveis fósseis, cutelaria, peças de válvulas, engrenagens, eixos, cilindros laminadores, instrumentos cirúrgicos e odontológicos, molas, cames e esferas de rolamentos. Chiaverini (1986) cita também como aplicação do aço inoxidável martensítico: lâminas de turbina e compressor, eixos e hélices de bombas, parafusos, porcas e mancais antifricção. Jawaid et. al. (2001) citam ainda que estes aços possam ser utilizados em componentes críticos de aeronaves, tais como: mancais, engrenagens, componentes de trem de aterrissagem, caixa de válvulas, anéis, flanges e palhetas de compressor.

- **Ferríticos:** suas várias classes encontram aplicações em sistemas de exaustão de automóveis, equipamentos para indústria química, equipamentos de restaurantes e cozinhas, fornos, trocadores de calor, queimadores e componentes arquitetônicos ou decorativos (Chiaverini, 1986).

- **Austeníticos:** podem, em função dos elementos de liga presentes na sua composição, resistir à corrosão atmosférica, em várias soluções aquosas, na presença de alimentos, em ácidos oxidantes (como o nítrico), fosfóricos e acéticos, em soluções diluídas contendo cloretos e em ácidos sulfurosos. São utilizados em utensílios domésticos, peças estruturais, componentes para

indústrias química, naval, alimentícia e de papel. Podem ser aplicados em componentes sujeitos a temperaturas elevadas, como peças de estufas e forno, devido à boa resistência à oxidação que apresentam (*Chiaverini, 1986*).

- **Endurecíveis por precipitação:** possuem boa resistência mecânica, tenacidade e ductilidade. Sua resistência à corrosão é de moderada a boa. Suas características lhe garantem aplicação nas indústrias aeroespacial e de alta-tecnologia, química, petroquímica, processamento de alimentos (*AK Steel Corporation, 2011*).

- **Duplex:** graças a sua elevada resistência mecânica, os aços inoxidáveis duplex podem ser utilizados em menores espessuras. Sua desvantagem é que não pode ser utilizado em temperaturas acima de 300 °C, sob pena de perder algumas de suas características mecânicas, sobretudo a tenacidade. São bastante utilizados nas indústrias de gás, petróleo, petroquímica, polpa e papel, principalmente na presença de meios aquosos contendo cloretos. Segundo Barbosa (*2010*), nas condições do pré-sal onde se exige que o material trabalhe em enormes profundidades e pressões exigirão materiais de maior resistência mecânica e totalmente seguros quanto a falhas. Para este fim os aços inoxidáveis superduplex são mais indicados.

## 2.2 A usinabilidade dos aços inoxidáveis

A usinabilidade deve ser compreendida como um sistema de propriedades que dependem de interações complexas entre os materiais da peça e da ferramenta, do fluido e das condições de corte. Dessa forma Trent et. al. (*2000*) sugerem que usinabilidade não é apenas uma propriedade, mas o “modo” do material se comportar durante a usinagem. Assim, usinabilidade é muito mais uma função de testes, e uma melhoria da mesma é caracterizada por, pelo menos, um dos seguintes fatores:

- Aumento da vida da ferramenta;
- Maior taxa de remoção de material;

- Melhoria do acabamento superficial;
- Melhor controle do cavaco;
- Diminuição das forças de usinagem.

A usinabilidade depende também de muitas variáveis do processo de usinagem. Consequentemente, por causa dos critérios diferentes de usinabilidade e pelas muitas variáveis do processo de usinagem, a classificação ou a extrapolação da usinabilidade devem ser vistas com cuidado. Algumas das variáveis de usinagem que podem afetar a usinabilidade são (Marques, 2007):

- Rigidez da ferramenta e da fixação;
- Material e geometria da ferramenta;
- Tipo de fluido de corte;
- Tipo de operação de usinagem;

Por causa da grande variedade de aços inoxidáveis disponíveis, uma caracterização simples de sua usinabilidade pode ser um tanto quanto imprecisa. A usinabilidade de aços inoxidáveis varia de baixa a muito alta, dependendo da escolha final da liga.

Os aços ferríticos têm boas propriedades de usinabilidade, sendo comparáveis às dos aços carbonos de baixa liga (AB Sandvik Coromant, 2004). De um modo geral, os aços inoxidáveis são considerados mais difíceis de usinar do que outros metais, tais como o alumínio ou aços de baixo carbono. Segundo ASM (1995) e Gennari et. al. (1999), os aços inoxidáveis caracterizam-se por um comportamento “pastoso” durante o corte, mostrando uma tendência de formar cavacos longos e flexíveis que aderem à ferramenta ou formam aresta postiça de corte, além de tornarem difícil a remoção dos mesmos; isto pode resultar em redução da vida da ferramenta e acabamento superficial inadequado. Os benefícios da resistência à corrosão devem ser balanceados com o custo de usinagem, pois quando se trata de aço inoxidável a usinabilidade é o principal fator de custo (Bossert, 1995).



As características gerais que dificultam e aumentam o custo de usinagem são devidas às seguintes propriedades, que são comuns aos aços inoxidáveis:

- Alta tenacidade e ductilidade (formação de cavacos longos e grande área de contato entre a ferramenta e o cavaco);
- Baixa condutividade térmica (concentração de calor na ferramenta);

Segundo (*Tessler et. al., 1993*) as principais dificuldades encontradas na usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos são:

- Alta taxa de encruamento (maior potência consumida e formação de APC);
- Forte desgaste das ferramentas com baixa qualidade de acabamento superficial;
- Péssima característica da saída de cavaco (quebra), gerando volumes indesejáveis de cavaco em centros de usinagem;
- Baixas velocidades de corte levando à baixa produtividade

A baixa usinabilidade é consequência da composição necessária para que estes aços apresentem elevada resistência mecânica e à corrosão, em especial para os austeníticos, que têm melhores propriedades. Os teores de cromo, níquel e molibdênio causam altas deformações plásticas, que aumentam as forças de usinagem e de avanço (*Belejchak apud Marques, 2007*).

Os elementos de liga mais comumente adicionados aos aços inoxidáveis são o cromo e o níquel. O alto teor de níquel dos aços inoxidáveis austeníticos dificulta a usinagem desses aços, pois resulta em maior taxa de encruamento e baixa condutividade térmica. Estes aços apresentam grandes comprimentos de contato cavaco-ferramenta, o que gera altos valores de forças de usinagem e elevadas temperaturas e promove um acelerado desgaste das ferramentas de corte. Devido à sua ductilidade, formam cavacos longos que aderem sobre a superfície de saída da ferramenta e por possuírem relativamente baixa dureza, facilitam a formação da aresta postiça de corte e de fluxo lateral de cavaco. A dificuldade de usinagem do aço inoxidável austenítico também se deve à sua característica de endurecimento quando trabalhado (encruamento).

Problemas particulares aparecem quando do corte de superfícies severamente endurecidas pelo trabalho a frio, tais como aquelas deixadas por uma operação de usinagem anterior com uma ferramenta desgastada. Os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos sofrem com o encruamento aproximadamente tanto quanto um aço carbono não ligado, enquanto que os tipos austeníticos sofrem consideravelmente mais (*AB Sandvik Coromant, 1994*).

Os aços inoxidáveis austeníticos aderem muito fortemente à ferramenta e os cavacos frequentemente permanecem colados à ferramenta após o corte. Quando o cavaco se desprende pode trazer com ele um fragmento da ferramenta. Isto é particularmente evidente ao cortar com ferramentas de metal duro, que apresentam desempenhos ruins. (*Marques, 2007*)

A geração de rebarbas é comum em usinagem de aços inoxidáveis, que traz inconvenientes para a obtenção do produto final como, por exemplo, diminuição da vida da ferramenta, distorções geométricas e riscos de ferimentos ao operador durante o manuseio da peça. A esses fatores, soma-se, ainda, a necessidade de rebarbação posterior à usinagem, o que torna o custo do processo mais elevado (*Barbosa e Santos, 2010*).

Segundo Barbosa e Santos (2010), rebarbas do tipo poisson concentram-se nas laterais da peça usinada, principalmente em materiais dúcteis. O esforço de corte associado ao comportamento do material dúctil resulta na deformação plástica. Quanto mais negativa ou reforçada for a geometria da ferramenta, maior será a rebarba gerada. Barbosa e Santos (2010) afirmam que a rebarba de poisson é inversamente proporcional ao tamanho do raio de ponta da ferramenta, devido à diminuição dos esforços durante a usinagem.

Segundo Biermann e Heilmann (2009), na usinagem aços inoxidáveis austeníticos e duplex ocorrem maiores formações de rebarbas devido a alta tenacidade e baixa condutividade térmica do material.

*Korkut et. al. (2004)* tornaram o aço AISI 304 à seco utilizando ferramenta de metal duro com cobertura multicamadas (TiC, TiCN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiN) e concluíram que o desgaste de flanco diminui com o aumento da velocidade de corte até 180 m/min, porém aumenta quando esta é aumentada a 210 m/min. Aumentando a velocidade de corte, aumenta-se o raio de curvatura do cavaco e diminui-se a espessura do cavaco e a área de contato entre o cavaco e a ferramenta. Segundo os autores, o maior desgaste observado em baixa velocidade de corte pode ser explicado pela maior geração de calor, provavelmente pela maior área de contato entre o cavaco e a

ferramenta, o que diminui a dureza da ferramenta. A rugosidade da peça é diretamente influenciada pela formação da aresta postiça de corte, sendo que em velocidades em que não há a sua formação, não há grande diferença de rugosidade com a variação da velocidade de corte.

No caso do aço inoxidável duplex sua usinabilidade ainda é mais crítica, pois a usinabilidade do material é frequentemente comparado ao seu PRE (*Paro et. al., 2001*). Devido à grande quantidade de austenita, nitrogênio e elementos ligantes, a usinabilidade deste material tende a diminuir rapidamente. Outro fator que contribui para as dificuldades na usinagem e no estudo deste material é a estrutura bifásica que além de estar aleatoriamente distribuída, no caso do material fundido, cada fase possui características e propriedades diferentes e cada uma contribui de maneira diferente para a formação do cavaco e retirada de material durante o corte (*Bordinassi, 2006*).

Jiang et. al. (*1996*), compararam a usinabilidade dos aços inoxidáveis 316L, 2205, 2507 e 304 no processo de retificação utilizando rebolo de óxido de alumínio. O estudo avaliou a taxa de retificação, força de retificação e rugosidade. Segundo os autores o aço inoxidável superduplex (2507) mostrou-se com menores taxas de retificação e maiores forças de usinagem comparada com os outros aços inoxidáveis estudados. Já na rugosidade do aço inoxidável superduplex (2507) só foi inferior ao aço inoxidável ferrítico (304). Segundo os autores a maior porcentagem de Cromo no aço inoxidável superduplex contribui com um maior coeficiente de atrito e a afinidade química entre o rebolo de  $Al_2O_3$  e a camada de passivação do material ( $Cr_2O_3$ ) promovem adesão no contato peça-ferramenta resultando em um maior desgaste da ferramenta.

### **2.3 Desgaste da ferramenta**

A natureza do desgaste das ferramentas, infelizmente, ainda não está suficientemente clara, apesar das inúmeras pesquisas realizadas nos últimos 50 anos. Embora várias teorias tenham sido até então introduzidas para explicar o mecanismo de desgaste, a complexidade dos processos que ocorrem na zona de corte e nas interfaces cavaco-ferramenta e ferramenta-peça

dificulta a formulação de uma teoria unificada segura e eficaz para explicar o desgaste da ferramenta. O desgaste da ferramenta de corte é resultado de um conjunto de fenômenos físicos, químicos e termomecânicos. Em função da ação simultânea de mecanismos de desgaste básicos (adesão, abrasão, difusão, oxidação, etc.) com influência predominante de um ou mais deles em diferentes situações, a identificação do mecanismo dominante está longe de ser simples, e algumas interpretações podem estar sujeita a controvérsias. Essas interpretações podem ser altamente subjetivas mesmo quando baseadas na avaliação das condições de corte, velocidades relativas, temperatura e tensões de contato desenvolvidas, e outros parâmetros específicos do processo (Astakhov, 2007).

A análise dos mecanismos de desgaste é complexa, sendo o procedimento comumente aceito, considerar o material da ferramenta, o material da peça e as condições de corte. Avaliam-se diretamente as superfícies desgastadas. As ferramentas de corte podem ser limpas em solventes a fim de remover material aderido à região desgastada, porém a dissolução das partículas aderidas nem sempre é indicada se o mecanismo de adesão estiver presente. Seguem-se as análises visual e microscópica, em microscópio óptico e eletrônico. Outros tipos de análises podem ser empregados, quando disponíveis, como as análises qualitativa e quantitativa superficial de elementos presentes. Este procedimento permite sugerir ou eliminar a possibilidade de predominância de um ou outro mecanismo de desgaste (Machado, 2009).

Como já citado, os aços inoxidáveis possuem algumas propriedades particulares que influenciam no desgaste da ferramenta. Entre elas estão a baixa condutividade térmica, alta taxa de encruamento, tendência à formação de cavacos longos e grande deformação plástica. Essas propriedades geram diferentes mecanismos de desgaste, como a aderência, difusão e abrasão, gerando assim, desgaste de flanco, de cratera, de entalhe e aresta postiça de corte. A Aresta Postiça de Corte (APC) é muito comum na usinagem do aço inoxidável, particularmente nos aços austeníticos ou duplex; é a tendência dos cavacos se soldarem sobre a aresta de corte e sobre a peça. Inevitavelmente isto leva à redução da vida da ferramenta, pois os cavacos assim soldados desgastam camadas da cobertura e até partes do substrato quando se soltam da aresta de corte; também provocam um acabamento superficial inadequado da peça. É recomendado que a velocidade de corte seja aumentada para que se obtenha uma temperatura superior à da área de formação desta aresta indesejável e que seja usada uma ferramenta com uma aresta de corte viva

juntamente com uma classe de cobertura com baixo coeficiente de atrito que reduz a aderência do cavaco na superfície de saída da ferramenta. Isto irá reduzir a tendência de soldagem dos cavacos sobre a aresta (*AB Sandvik Coromant, 2001*).

Nos aços inoxidáveis, a aresta postiça de corte é formada em velocidades de corte mais altas do que ocorre com os aços ao carbono, e tem um caráter diferente, sendo mais como uma zona de fluxo ampliada (*Trent e Wright, 2000*).

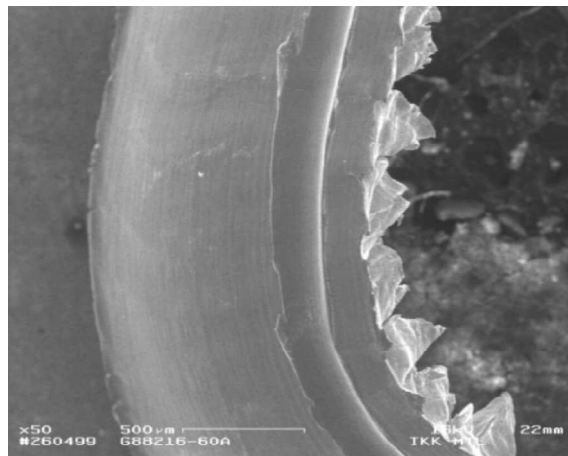
O aço inoxidável quando trabalhado a frio desenvolve uma fina camada endurecida (encruamento), mais espessa do que aquela que ocorre no aço carbono. Além disso, a camada superficial que entra em contato com a ferramenta de corte pode ser duas vezes mais dura que o núcleo do material (*Belejchak, 1997 apud Marques, 2007*).

As altas forças de usinagem requeridas causam um encruamento adicional, o que faz com que haja aumento do calor e do desgaste da ferramenta. Durante o processo de torneamento os aços inoxidáveis austeníticos apresentam tendência a encruar com bastante frequência, acarretando mudanças na estrutura do material e aumentando notavelmente a dureza da sua superfície; ocorre então um aumento do desgaste de entalhe da aresta de corte na profundidade de usinagem. Este efeito nocivo do endurecimento por encruamento pode ser reduzido tanto pelo reforço da aresta de corte principal quanto pela variação da profundidade de usinagem, de modo que o desgaste seja distribuído sobre uma proporção maior da aresta principal.

A velocidade de corte também pode ser reduzida, pois as zonas endurecidas geram temperaturas consideravelmente mais elevadas.

De acordo com fabricantes de ferramenta de corte, para a usinagem de aços inoxidáveis: austenítico, o duplex e o superduplex, deve-se usar uma classe de pastilhas com substrato de granulação fina e cobertura de PVD da classe M. A granulação fina possibilita uma aresta viva e a cobertura PVD a mantém; além disso, com este tipo de material, uma camada de PVD tem a vantagem de reduzir a tendência à formação de arestas postiças. Nos casos em que as arestas postiças são formadas e eliminadas, o substrato de granulação fina é mais resistente que os de granulação grossa porque a aresta não fica tão danificada quando a aresta postiça colapsa.

Paro et. al. (2001), analisaram o desgaste da ferramenta no torneamento do aço inoxidável austenítico (X5 CrMnN 18 18) e concluíram que altas forças de corte e a borda afiada do cavaco contribuíram para a formação de desgaste por entalhe na ferramenta de corte. A figura 2.1 mostra a fotografia do cavaco serrilhado.



**Figura 2.1** Imagem tirada no MEV do cavaco retirado do aço inoxidável austenítico (X5 CrMnN 18 18) no processo de torneamento (Paro et. al., 2001).

## 2.4 Substrato do metal duro

O metal duro pertence à classe dos materiais duros, resistentes ao desgaste e refratários, no qual partículas de carbonetos duros são aglomerada com metal dúctil. Este material foi desenvolvido no final da década de 1920, na Alemanha, em resposta à demanda de substituição de dispendiosas feiras para trefilação, projetadas em diamante natural, para filamentos de tungstênio. O metal duro desenvolvido para esta aplicação era composto de carboneto de tungstênio aglomerado com cobalto (WC-Co). Após esta aplicação do metal duro, utilizou-se este material em ferramentas de usinagem, em uma ampla variedade de peças submetidas ao desgaste além de em componentes de máquinas e mineração (Upadhyaya apud Oliveira, 2007).

O desempenho do metal duro como ferramenta de usinagem é fortemente dependente da composição química e da microestrutura, além de que suas propriedades também estão relacionadas com o tamanho de grão e da quantidade de aglomerante (*Santhanam et. al., 1990*). A tabela 2.1 demonstra algumas propriedades dos carbonetos utilizados na produção de metal duro para ferramentas de usinagem.

Carboneto	Microdureza [HV50]	Ponto de fusão [°C]	Densidade [g/cm <sup>3</sup> ]	Módulo de elasticidade [GPa]	Coefficiente de exp. térmica [µm/mK]
TiC	3000	3100	4,94	451	7,7
VC	2900	2700	5,71	422	7,2
HfC	2600	3900	12,76	352	6,6
ZrC	2700	3400	6,56	348	6,7
NbC	2000	3600	7,80	338	6,7
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	1400	1800	6,66	373	10,3
WC	2200	2800	15,7	696	5,2
Mo <sub>2</sub> C	1500	2500	9,18	533	7,8
TaC	1800	3800	14,50	285	6,3

**Tabela 2.1 Propriedades dos carbonetos utilizados no metal duro (*Exner apud Oliveira, 2007*).**

Segundo Exner apud Oliveira (2007), considerando as propriedades do carboneto de tungstênio (WC), não é óbvio o motivo pelo qual é o carboneto mais utilizado na composição do metal duro. Entre as propriedades descritas, a microdureza do carboneto é de fundamental importância para resistência ao desgaste abrasivo. Com exceção dos carbonetos de tântalo (TaC), carboneto de cromo (Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>) e carboneto de molibdênio (Mo<sub>2</sub>C), o carboneto de tungstênio (WC) apresenta valor de microdureza inferior aos demais. Outro detalhe importante é que a estrutura cristalina do carboneto de tungstênio (WC) é anisotrópica, e o valor de microdureza apresentado na tabela 2.1 refere-se ao maior valor. Por outro lado, o carboneto de tungstênio (WC) apresenta uma menor taxa de redução de microdureza com o aumento da temperatura quando comparado aos carbonetos de titânio (TiC), zircônio (ZrC), háfnio (HfC), vanádio (VC), nióbio (NbC) e

tântalo (TaC). Outras características que tornam viável a aplicação do carboneto de tungstênio (WC) na usinagem são: o elevado módulo de elasticidade e a alta condutividade térmica.

Com relação à utilização de aglomerante no metal duro, o principal elemento utilizado é o cobalto. Isto se deve à excelente capacidade de adesão aos carbonetos além das propriedades mecânicas. O cobalto não pode ser dissolvido no carboneto de tungstênio (WC), mas pode dissolver tanto o tungstênio quanto o carbono em iguais proporções durante sua fase líquida na sinterização. Níquel e ferro também podem ser utilizados no metal duro como aglomerantes, mas são inferiores ao cobalto com relação à tenacidade, quando utilizado com o carboneto de tungstênio (WC). Entretanto, o níquel é utilizado como aglomerante com o carboneto de titânio (TiC), carboneto de háfnio (HfC) e carboneto de tântalo (TaC) demonstrando os melhores resultados com estes carbonetos. Platina (Pt), Paládio (Pd) e Rutênio (Ru) também já foram investigados, mas estes materiais como aglomerante têm pouca chance no desenvolvimento dos metais duros (*Exner apud Oliveira, 2007*).

A quantidade de aglomerante tem grande influência nas propriedades do metal duro. A tabela 2.2 demonstra algumas propriedades de um metal duro com carboneto de tungstênio e como aglomerante o cobalto (WC-Co).

**Tabela 2.2 Influência da quantidade de aglomerante nas propriedades do metal duro (*Santhanam et. al., 1990*).**

Composição [% massa]	Microdureza [HRA]	Densidade [g/cm <sup>3</sup> ]	Resistência cisalhamento [MPa]	Módulo de elasticidade [GPa]	Coefficiente de exp. térmica [μm/mK]
97WC – 3Co	92,5 – 93,2	15,3	1590	641	4,0
94WC – 6Co	91,7 – 92,2	15,0	2000	614	4,3
90WC – 10Co	90,7 – 91,3	14,6	3100	620	5,2
84WC – 16Co	89	13,9	3380	524	5,8
75WC – 25Co	83 - 85	13,0	2250	483	6,3

Outro aspecto de grande importância nas propriedades do metal duro é o tamanho de grão. Redução no tamanho do grão do carboneto de tungstênio (WC) abaixo de 1μm possibilita um incremento na dureza, na resistência ao desgaste abrasivo e na resistência à compressão e ao cisalhamento. Ferramentas de usinagem e componentes com menor tamanho de grão também



proporcionam melhoria na tenacidade com a mesma quantidade de aglomerante. Uma classificação coerente do tamanho de grão dos carbonetos é a seguinte: submícron (tamanho de grão entre 0,5 e 1  $\mu\text{m}$ ); ultrafino (tamanho de grão menor que 0,5  $\mu\text{m}$ ); e nanogrão (tamanho de grão menor que  $10^{-6}$  m, (*Upadhyaya, 1998*).

Para obter um metal duro com tamanho de grão submícron e ultrafino com mínima porosidade, o processamento da matéria-prima requer apropriado refinamento, sinterização e adição de elementos inibidores do crescimento de grão. Entre os vários elementos inibidores do crescimento de grão, o carboneto de vanádio (VC) é considerado o mais eficiente e os típicos valores deste carboneto para esta função variam entre 0,1 e 0,8 %. Entretanto, o carboneto de cromo ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ) é amplamente empregado para esta função mesmo sendo menos eficiente do que o carboneto de vanádio (VC). O objetivo desta escolha está relacionado com a capacidade do carboneto de cromo ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ) em proporcionar resistência à corrosão no metal duro e também ao fato de que o carboneto de vanádio (VC), em porcentagem maior que 0,6 %, causa drástica redução na tenacidade do metal duro (*Gille et. al., 2002*).

## **2.5 O revestimento de ferramentas de corte**

Na maioria das vezes na usinagem dos metais, os materiais das ferramentas são submetidos a condições severas, como alta temperatura, deformação plástica, atrito e elevadas tensões localizadas, provocando fadiga mecânica e térmica. Portanto, as características exigidas dos revestimentos aplicados nas ferramentas são: alta dureza, baixa condutividade térmica, boa tenacidade, capacidade de restringir a aderência do metal usinado sobre a ferramenta, difusão mínima e baixo coeficiente de atrito na temperatura de trabalho.

Normalmente, nas aplicações com ferramentas de metal duro, a temperatura na região de corte pode ser superior a 1000 °C, dando origem a alterações microestruturais que afetam as propriedades mecânicas, comprometendo assim a aplicação. Desta forma, a estabilidade térmica, em particular dos revestimentos avançados, é um fator preponderante na escolha dos elementos

constitutivos a serem selecionados. A complexidade microestrutural cresce com o número de componentes (elementos atômicos). Os revestimentos avançados seguem a tendência principal de sintetizar multicomponentes e estruturas multifásicas que são desenvolvidas individualmente para aplicações específicas (*Mayrhofer et. al., 2006*).

Historicamente, a aplicação de revestimentos tem provado ser um meio eficaz para lidar com as exigências encontradas na usinagem. Os revestimentos oferecem uma melhor resistência ao desgaste da ferramenta e uma redução do custo com ferramenta em muitas aplicações de usinagem. Os materiais de revestimento resistentes ao desgaste frequentemente utilizados nas ferramentas de corte são compostos refratários binários ou ternários, tais como TiN , Ti(C, N) e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, que muitas vezes são aplicados como camadas múltiplas e com o objetivo de promover um aumento significativo na vida da ferramenta (*Jiang et. al., 2006*).

### 2.5.1 Nitreto de Titânio

Os revestimentos de TiN são largamente empregados industrialmente para melhoria de propriedades mecânicas e vida de ferramentas de corte, matrizes e componentes mecânicos. Uma das mais importantes características destes revestimentos é a resistência da adesão entre a camada de revestimento e o substrato que é necessária para suportar vários tipos de carga como: cíclicas, mecânicas, térmicas e etc.

Revestimentos de TiN obtidos por deposição física de vapor (PVD) em baixas temperaturas resultam em notável resistência ao desgaste em corte contínuo de aços não ligados e ligados. Baixas temperaturas de deposição também podem ser obtidas usando deposição química de vapor assistida por plasma (*Richter et. al., 1996*).

A durabilidade do revestimento de TiN depende não somente das propriedades mecânicas do revestimento tais como sua dureza, adesão e resistência ao desgaste, mas também da sua resistência à oxidação. Dentre os vários revestimentos duros, TiN e TiC são os revestimentos cerâmicos mais utilizados em ferramentas de corte em função da elevada dureza, resistência ao desgaste, baixo coeficiente de atrito, resistência a alta temperatura e estabilidade química.

A aplicação dos revestimentos de TiC e TiN pelo processo de deposição física à vapor (PVD) e deposição química à vapor (CVD) em ferramentas de aço reduz o desgaste em até seis vezes. Testes de desgaste realizados em aço D3 revestido com TiN apresentaram um desgaste de 4 a 24% do desgaste do mesmo aço sem revestimento dependendo da condição inicial de rugosidade. O aumento da resistência ao desgaste na vida da ferramenta revestida com TiN pode ser esperado quando a rugosidade é menor que a espessura do revestimento. É sabido que o desempenho dos revestimentos sob condições de desgaste é muito dependente da dureza e da qualidade do revestimento depositado no substrato.

As superfícies revestidas desgastam-se muito lentamente em comparação com as superfícies sem revestimento. Quando o revestimento quebra, a taxa de desgaste aumenta e se aproxima da taxa de desgaste das superfícies sem revestimentos. Os fragmentos duros do revestimento agem como um terceiro corpo podendo causar severo desgaste aumentando a perda de material (Zeghni *et. al.*, 2004). Dentre todos os revestimentos, o TiN é favorecido pela sua dureza elevada e pela aparência dourada, seja produzido por PVD ou CVD; é ainda o revestimento de maior abrangência de aplicação industrial variando de máquinas-ferramenta, componentes mecânicos a elementos decorativos (Su, 1997).

O início e a propagação de trincas são na maioria das vezes responsáveis pelo desgaste e remoção dos revestimentos depositados por PVD nas ferramentas e nos elementos de máquinas. Uma maneira de melhorar a resistência à fratura é através da aplicação de multicamadas alternadas e finas de um material duro (TiN) e um material macio, mais dúctil (Ti). A camada de Ti permite uma extensa deformação plástica na ponta da trinca e também, em função do pequeno módulo de elasticidade comparado com o TiN, promove a deflexão da trinca para o plano do revestimento. (Bromark, 1997).

### 2.5.2 Carbonitreto de Titânio

Nos últimos anos a nova geração de carbonitreto de titânio (TiCN) vem despontando entre as várias alternativas de revestimento. Algumas propriedades básicas deste revestimento tais como morfologia, estrutura e composição são resultantes de uma solução sólida de nitreto de titânio e carbeto de titânio. Desta forma, este revestimento incorpora as vantagens e características dos dois revestimentos. O revestimento de TiCN em comparação com o TiN apresenta melhor resistência à abrasão e melhor propriedade anti-adesiva. A comparação do desempenho dos dois revestimentos mostra que em ensaios de desgaste a resistência ao desgaste do TiCN é de três a quatro vezes superior ao TiN e o coeficiente de atrito medido contra uma superfícies de alumina do TiCN e do TiN são respectivamente 0,2 e 1,0 a 1,5. Para diversos outros materiais de contrapeça utilizados em testes de desgaste, o coeficiente de atrito do TiCN apresenta-se menor que o do TiN (*Bertoncello et. al., 1992*). A resistência superior ao desgaste pode ser atribuída à sua alta microdureza e densa morfologia (*Su, 1998*).

O carbonitreto de titânio possui uma melhor estabilidade química quando comparado ao carbeto de titânio. O revestimento de carbonitreto de titânio pode ser depositado por uma variante do processo CVD, de tal forma que a formação da fase frágil  $\eta$  na interface pode ser eliminada. Assim, o revestimento de TiCN oferece uma alternativa para usinagem de materiais mais abrasivos de maneira mais eficiente que o revestimento de TiN. Um método de carbonetação do revestimento foi demonstrado como efetivo para remoção da fase  $\eta$  após a realização do revestimento CVD. Uma vez que os revestimentos de TiC e TiN são isomorfos (possuem a mesma estrutura cristalina), o revestimento de TiCN pode ter uma larga faixa de composição, partindo de rico em carbono a rico em nitrogênio. Assim, durante a aplicação do revestimento é possível efetuar-se continuamente o ajuste da proporção de C e N durante a formação do filme, pois um elemento substitui o outro na estrutura cristalina. A deposição de TiCN pode ser realizada numa ampla faixa de materiais de substratos de ferramenta sem grandes sacrifícios da adesão do revestimento. Um gradiente de dureza pode ser obtido pelo controle da relação C:N nos revestimentos de TiCN. O processo convencional de CVD tem sido utilizado com sucesso para depositar revestimentos de TiCN em uma variedade de substratos. Além disso, a utilização

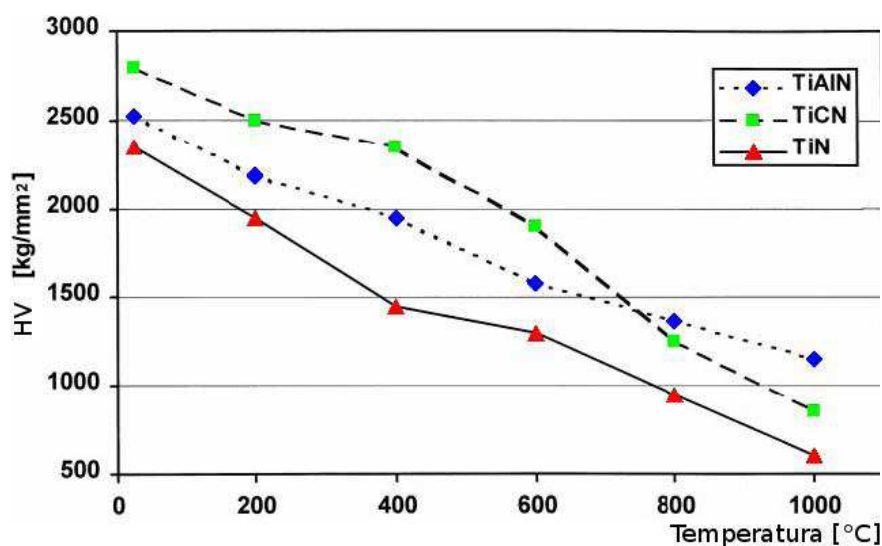
dos processos de deposição química à vapor em média temperatura (MT-CVD) na deposição do TiCN têm o benefício de reduzir significativamente a formação da fase  $\eta$  e, com isso, melhorar ainda mais o desempenho das ferramentas recobertas com esta camada na usinagem dos metais. As propriedades e o desempenho dos revestimentos de TiCN são fortemente influenciados pela composição do filme (*Narasimhan et. al., 1995*).

Os revestimentos de TiCN também podem ser depositados por PVD. Os revestimentos depositados por CVD são basicamente aplicados a ferramentas de corte em função dos requisitos de adesão. Entretanto, as elevadas temperaturas de deposição da técnica de CVD limitam a seleção de materiais do substrato. A temperatura de processo pode atingir 1000 °C causando amaciamento do substrato e deformações. (*Cheng et. al., 2010*).

Os problemas de compatibilidade entre o substrato de WC-Co e o revestimento de  $Al_2O_3$  normalmente requerem o uso de uma camada intermediária entre o substrato e a camada de  $Al_2O_3$  formada por revestimentos tais como TiC, TiCN e TiN, a fim de aumentar a adesão e resistência ao choque térmico, com benefícios adicionais de melhoria da resistência ao desgaste e da tenacidade. Comercialmente, os revestimentos de  $Al_2O_3$  depositados por CVD são geralmente depositados em temperaturas em torno de 1050 °C, enquanto os revestimentos de TiC e TiN podem ser eficientemente depositados no intervalo de temperaturas de 700 a 900 °C, tornando o ciclo de deposição altamente ineficiente e caro. Uma economia significativa no custo seria realizada se ambos os revestimentos de TiC / TiN/TiCN e  $Al_2O_3$  pudessem ser depositados na mesma faixa de temperatura. Além disso, a diminuição da temperatura de deposição  $Al_2O_3$  também reduziria as tensões residuais inerentes no revestimento, que tendem a causar trincas nos revestimentos de  $Al_2O_3$  (*Connelly et. al., 2005*).

Os revestimentos de TiCN possuem valores de dureza e coeficiente de condução de calor maiores que os valores dos revestimentos de TiN e TiAlN (*Chung-Chen et. al., 2002*).

A figura 2.2 mostra uma comparação de variação da microdureza Vickers em função da temperatura na faixa de 25 a 1000 °C para os revestimentos de TiN, TiCN e TiAlN. A redução de dureza com o aumento da temperatura é evidente para os três revestimentos. O revestimento de TiCN possui a maior dureza na faixa de temperatura de 25 a 750 °C. Nesta faixa de temperaturas, a alta dureza do TiCN pode ser parcialmente atribuída ao efeito de endurecimento por solução sólida provocado pelo carbono na matriz de TiN. Além do efeito de endurecimento por solução sólida, a alta tensão residual compressiva contribui para a dureza do revestimento de TiCN (Jindal et. al., 1999).



**Figura 2.2** Variação da microdureza Vickers dos revestimentos de titânio em função da temperatura (JINDAL et. al., 1999).

Os valores medidos de coeficiente de atrito, levando em conta os aspectos da rugosidade, mostra que o TiCN tem uma lubrificidade superior quando comparada com o TiN. O revestimento de TiCN é mais liso (em função do seu relativo tamanho de grão mais fino) que o revestimento de TiN. Um revestimento multicamadas mostrado de tal forma que a camada mais externa seja de TiCN, além de apresentar uma superfície mais dura e resistente ao desgaste, é também mais liso, o que aparentemente tem influência no coeficiente de atrito. A superioridade de dureza do revestimento de TiCN permite a usinagem mais eficiente do aço. Uma posterior melhoria de

desempenho é obtida quando a camada mais externa constitui-se de um finíssimo filme de TiN que é aplicada sobre o revestimento de TiCN. O revestimento de TiN possui propriedades muito úteis, apesar de sua dureza relativa inferior. Ele é quimicamente mais estável e apresenta como característica a tendência à eliminação da formação da aresta postiça de corte. Suas propriedades térmicas superiores proporcionam um efeito aditivo ao comportamento do TiCN no processo de usinagem dos metais. O efeito cumulativo é que uma ferramenta contendo revestimentos multicamadas de composição gradual proporcionam uma excelente combinação de propriedades favoráveis à usinagem (*Narasimhan et. al., 1995*).

A superior resistência ao desgaste do filme de TiCN pode ser atribuída à sua microdureza e a sua densa morfologia. O revestimento de TiCN aumenta a produtividade das ferramentas de corte porque permite maiores taxas de avanço e maiores velocidades de corte quando comparado com ferramentas sem revestimento e ferramentas revestidas com TiN (*Su, 1999*).

O comportamento tribológico do revestimento de  $TiC_xN_{1-x}$  varia de acordo com o substrato, método de deposição, espessura do filme, sequência de deposição e o tipo de desgaste. Atualmente diferentes fabricantes de metal duro têm adaptado as propriedades do TiCN para satisfazer as demandas industriais para aplicações específicas. A relação de interdependência entre os requisitos primários (adesão do revestimento ao substrato e aos revestimentos adjacentes no caso de revestimentos multicamadas, alta microdureza e alta inércia química) e os requisitos secundários (estrutura cristalina de grão fino, tensão residual compressiva, superfície morfologicamente lisa e livre de trincas) tem sido compreendida. O desempenho tribológico de uma faixa de revestimentos comerciais de TiCN é criticamente dependente da arquitetura do revestimento. A adesão do revestimento é melhorada pelo uso de uma camada intermediária de TiN, mas a espessura desta camada deve ser minimizada para obter o melhor coeficiente de atrito e a melhor resistência ao desgaste. A geração de microtrincas em função das tensões residuais deve ser evitada.

Na avaliação do desempenho tribológico dos revestimentos de TiCN comerciais produzidos por MT-CVD, PVD monocamada, PVD multicamada e PVD com variação gradual da composição da camada, a variação do coeficiente de atrito com a distância de deslocamento pode ser associada à variação de rugosidade, à existência de microtrincas, à relação (C/N) e à quantidade de partículas de titânio não reagidas. A redução da formação de micropartículas

(“droplets”) e o aumento de carbono na superfície podem reduzir o atrito durante os instantes iniciais de utilização. O conteúdo de carbono na região inicialmente desgastada é essencial caso se deseje maximizar a vida do revestimento. Os testes de tribologia são sensíveis à variação da composição química do filme ao longo da espessura do revestimento (*Bull et. al., 2003*).

### 2.5.3 Alumina

A primeira tentativa de sucesso de revestir o metal duro com alumina pelo processo CVD aconteceu no início da década de 70. Desde então o óxido de alumínio assumiu uma importância crescente no revestimento de ferramentas. O revestimento de pastilhas de metal duro possibilitou drástica redução do desgaste, especialmente sobre velocidades de corte mais elevadas. Um importante passo nesta direção foi o uso de camadas intermediárias de carbetto ou nitreto para resolver o problema inicial de crescimento de grão e adesão da alumina nos substratos de metal duro, que são quimicamente muito ativos em altas temperaturas (*Tabersky et. al., 1996*).

Usualmente os revestimentos de alumina para aplicação em ferramentas de corte são produzidos por deposição química a vapor (CVD). As temperaturas típicas do substrato para deposição da alumina pelo processo CVD são em torno de 1000 °C. Estas altas temperaturas limitam os materiais do substrato a materiais sinterizados como o metal duro (*Schneider et. al., 1997a*).

O interesse na deposição de revestimentos de alumina se deve a sua alta estabilidade química e mecânica, mesmo em temperaturas superiores a 1000 °C. A dureza da alumina é a mais alta de todos os óxidos. Ela é insolúvel em ácidos orgânicos e somente é atacada por ácidos hidrofúricos e sais fundidos em temperaturas maiores que 1000 °C. Em função da sua inércia química e resistência ao desgaste em altas temperaturas, o principal uso comercial do revestimento de alumina é em ferramentas de corte utilizadas nas usinagens de torneamento e fresamento de ferro fundido e aço de baixo carbono em velocidades elevadas (*Schneider et. al., 1997b apud Neves, 2007*).



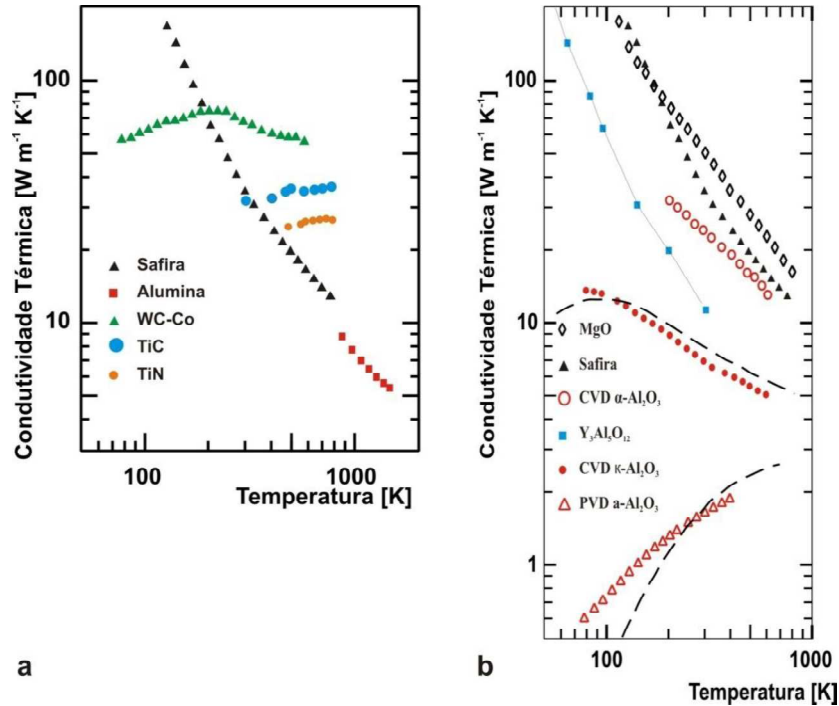
O revestimento de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  é atualmente utilizado com o objetivo de melhorar o desempenho dos insertos de metal duro. Mostra uma elevada estabilidade química e térmica, desempenha um importante papel atuando como uma barreira de difusão protegendo o metal duro da dissolução e, assim, reduzindo o desgaste de cratera na superfície de saída da ferramenta. Entretanto, em função do deslizamento do material da peça contra a superfície de saída e de folga da ferramenta, as faces da alumina são expostas ao desgaste adesivo e abrasivo simultaneamente, o que limita o tempo de vida em muitas aplicações de usinagem. Conseqüentemente, tentativas tem sido feitas no sentido de melhorar as propriedades da alumina depositada pelo processo de CVD, por exemplo, através da deposição de multicamadas de alumina de diferentes fases, bem como a deposição de alumina com controle de fases e textura (*Fallqvist et. al., 2007*).

Comparada aos nitretos e carbetos de titânio, a relativa baixa condutibilidade térmica da camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  em elevadas temperaturas (ver figura 2.3a) providencia uma proteção térmica mais efetiva ao substrato, fazendo o cavaco transportar para fora da região de corte uma grande fração do calor gerado no contato entre a superfície de saída da ferramenta e o material da peça. As propriedades de barreira térmica de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , desta forma, viabilizam a usinagem em velocidades mais elevadas, enquanto minimizam o indesejado aquecimento e a deformação plástica da aresta de corte (*Cahill et. al., 1998*).

O revestimento duro de alumina para aplicações de resistência ao desgaste consiste basicamente da fase alotrópica  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  ou a fase alotrópica  $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$  ou a mistura de ambas as fases. Outras fases alotrópicas como a fase  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  ou a fase  $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$  não são utilizadas em função da metaestabilidade. Ensaios de nanoindentação mostram que as duas formas alotrópicas  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  e  $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$  têm comportamento elástico e plástico bastante semelhantes (*Schneider et. al., apud Neves, 1997a*).

O revestimento de alumina nas fases  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  e  $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$  pode ser produzido através do controle das condições de processo e microestrutura da superfície de nucleação usada para iniciar os revestimentos de alumina. A condutividade térmica das diferentes fases de alumina produzidas por diferentes técnicas de revestimento está evidenciada na figura 2.3b. Em temperatura entre 400 K e 600 K, a condutividade dos revestimentos formados pela fase  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  produzida por CVD é 80% maior que a condutividade da safira. Já a condutividade da fase  $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$  é 3 vezes menor que a da safira. A fase  $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$  tem mais átomos por célula cristalina unitária que a fase  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$

( $n = 40$  para a fase  $\kappa$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $n = 10$  para a fase  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) e cristais com estruturas mais complexas tipicamente apresentam condutividade térmica menor (Cahill *et. al.*, 1998).

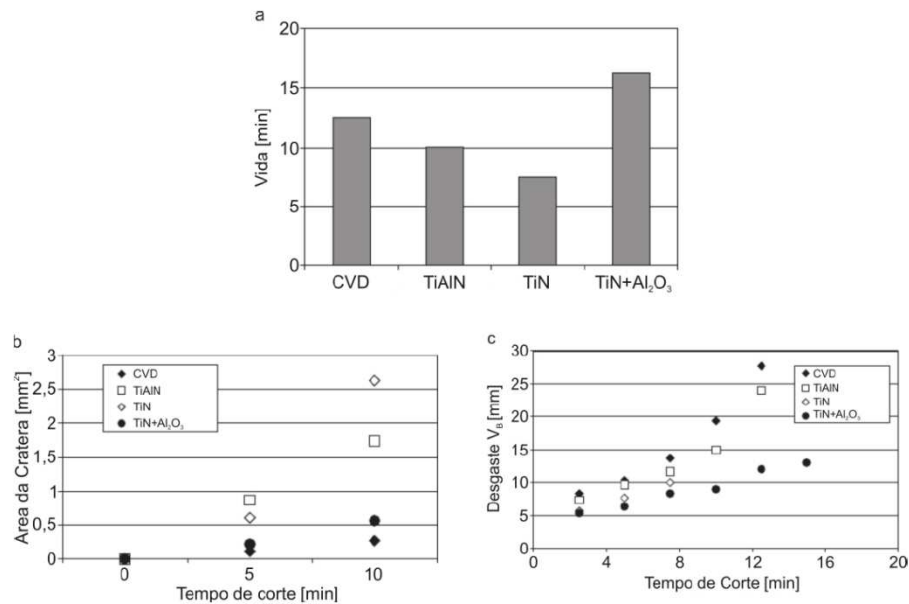


**Figura 2.3** Condutividade térmica comparativa de materiais de ferramentas de corte (a) e revestimentos de alumina (b) comumente utilizados (Cahill *et. al.*, 1998).

As temperaturas do processo PVD na faixa de 300-500 °C impedem a deposição da fase cristalina  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ . A fase amorfa de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  é termicamente instável e quando submetida a altas cargas térmicas, como na usinagem a seco, causa a transformação para as fases  $\theta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  e com estas transformações provocam alterações volumétricas que dão origem à tensões internas e ao destacamento do filme. A fase amorfa pode ser estabilizada até a temperatura de 1100°C pela adição de nitrogênio, formando o depósito de Al-O-N (Tönshoff *et. al.*, 1998).

Há um grande número de operações de usinagem na qual a temperatura efetiva na aresta de corte não atinge patamares superiores a 500 °C. Nestas operações é esperado que a fase  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  tenha um bom desempenho. Deve-se evidenciar que embora alguns revestimentos sejam metaestáveis, incluindo o revestimento de TiAlN, a funcionalidade somente pode ser avaliada em

testes práticos (Schütze, 2003). Os primeiros testes de usinagem com ferramentas revestidas com alumina aplicada pelo processo de PVD realizados mostraram que a alumina de fase  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  tem bom desempenho na usinagem dos aços AISI4140, sendo comparável à revestimentos de TiN depositados por PVD e revestimentos de fase  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  ou  $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$  obtidos por CVD em várias ferramentas e em diferentes aplicações (figura 2.4).



**Figura 2.4 Diagramas mostrando (a) vida, (b) desgastede cratera na superfície de saída e (c) desgaste de flanco dos resultados de ensaio de torneamento do aço AISI4140 com  $V_c = 200$  m/min;  $f = 0,3$  mm/rev;  $a_p = 2$  mm (Åstrand et. al., 2004).**

No torneamento do aço AISI4140, a difusão na superfície de saída é substancial e algumas vezes determina a vida da ferramenta. Os revestimentos comparados na figura 2.4a foram: TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (2,2+2,3  $\mu\text{m}$ ) PVD; TiN (2,3  $\mu\text{m}$ ) PVD; TiAlN (2,9  $\mu\text{m}$ ) PVD; e a CVD TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (1,7+1,7  $\mu\text{m}$ ). Vê-se na figura 2.4a que o revestimento de TiN/ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> PVD é duas vezes melhor que o revestimento de TiN e melhor que os revestimentos de TiAlN e de TiCN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (CVD).

O desgaste de cratera foi efetivamente melhorado utilizando-se o revestimento da fase  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  depositado por PVD como uma camada finalizadora do processo de revestimento. A vida da ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> é em torno de duas vezes mais longa que a da ferramenta

com cobertura simples de TiN. Até certo ponto, isso pode ser explicado pela maior espessura total do revestimento combinado, porém o desenvolvimento da área da cratera sobre a superfície de saída da ferramenta cresce a uma taxa mais baixa sobre o revestimento de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  do que sobre o revestimento de TiN.

A resistência ao desgaste de cratera é da mesma ordem de grandeza para o revestimento CVD (figura 2.4b). Vê-se na figura 2.4c um maior desgaste de flanco do revestimento CVD do que ocorreu em outros tipos de revestimentos. Este fato pode ser explicado pelo desenvolvimento do desgaste abrasivo que ocorre em uma aresta mais frágil em comparação com a aresta do processo PVD. Um segundo fator que torna o PVD- $\text{Al}_2\text{O}_3$  interessante como um material de revestimento, é que o  $\text{Al}_2\text{O}_3$  proporciona um baixo atrito superficial, com menor afinidade química com o material da peça. Um baixo coeficiente de atrito é desejável quando o material usinado é aderente e a formação de aresta postiça de corte é pronunciada. Baixa afinidade química com o material da peça é importante principalmente em altas velocidades de corte (*Åstrand et. al., 2004*).

#### 2.5.4 Nitreto de Titânio e Alumínio

O revestimento de TiAlN representa um importante papel no desenvolvimento dos revestimentos aplicados pelo Processo PVD. Mesmo este revestimento sendo conhecido há mais tempo, somente os novos processos de deposição de elevada ionização estão permitindo que as propriedades deste revestimento sejam controladas para produzir um bom desempenho na usinagem (*Prengel et. al., 1997*).

O revestimento de TiAlN é uma evolução do largamente utilizado revestimento de nitreto de titânio. O revestimento de TiAlN pode somente ser produzido por processos que geram a formação de um plasma para que ele seja depositado como uma fase cristalográfica metaestável. Baseado em diferentes parâmetros como a composição do material alvo, a taxa de evaporação e dos parâmetros de ionização do plasma, parte do titânio pode ser substituído pelo alumínio em

diferentes níveis. Os revestimentos de TiAlN são basicamente depositados pela evaporação do material alvo Ti-Al usando o gás reativo nitrogênio.

Em diferentes testes de avaliação do revestimento de TiAlN quando comparado com o revestimento de nitreto de titânio, ele mostrou superior resistência à oxidação. Enquanto o TiN se oxida em temperaturas acima de 600 °C, o TiAlN mostra uma resistência à oxidação superior a 800 °C. Quando o TiAlN se oxida, ocorre a formação de uma camada superficial de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o que aumenta a resistência à difusão e oxidação do filme de TiAlN. Comparado com o TiN, o sistema ternário do revestimento (Ti, Al) N mostra uma elevação na dureza mesmo em temperaturas elevadas. O aumento do conteúdo de alumínio nos filmes de (Ti,Al)N causa redução na taxa de desgaste das ferramentas, sendo que os melhores resultados são obtidos quando está relação é próxima de Al/Ti = 1,1. (*Tönshoff et. al., 1997*)

Sob o ponto de vista químico, a maioria dos revestimentos de TiAlN tem mais do que 50% de alumínio e teoricamente deveria ser chamado de AlTiN. Porém, desde a introdução desta nova família de revestimentos o termo TiAlN vem sendo utilizado (*Mccabe apud Neves, 2007*).

A elevada resistência térmica do TiAlN faz este revestimento ser adequado para usinagem a seco e usinagem em altas velocidades de corte (*Cselle et. al., 1995*). Com a usinagem a seco os usuários desejam trabalhar sem o uso de líquido refrigerante em abundância, para proteger o ambiente e reduzir custos. Com a usinagem em altas velocidades, os parâmetros de corte podem ser aumentados por fatores que variam de 4 a 10. Em ambas as tecnologias muito mais calor se desenvolve do que em condições normais. O material da ferramenta de corte deve ter uma elevada dureza e não pode trabalhar sem revestimento, sem uma boa isolamento entre os cavacos e o corpo da ferramenta (*Cselle et. al., 1995*). De todos os revestimentos a base de titânio, a melhor isolamento térmico é dado pelo revestimento de TiAlN, que confere à ferramenta um relevante aumento na vida, tornando-a apta para a usinagem a seco e em altas velocidades de corte. (*Cselle et. al., 1995*)

A vantagem fundamental do TiAlN é que este revestimento forma uma densa e altamente adesiva camada protetiva de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> na sua superfície quando aquecido, prevenindo a difusão de oxigênio para o material do substrato. O uso de revestimento contendo Al é relatado também como sendo vantajoso em operações de usinagem que combinam altas temperaturas de corte com altas cargas mecânicas no material da ferramenta. Isto é usualmente explicado por dois efeitos: a)

a formação de uma fina camada de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  na superfície da ferramenta que é barreira protetora contra o  $\text{O}_2$ , protegendo contra a tribo-oxidação. Isto é importante para as operações de corte interrompido e para a redução do desgaste de entalhe na aresta de corte do metal duro; b) comparativamente alta dureza em elevada temperatura. Verifica-se na figura 2.2 que o revestimento de TiAlN passa ser o mais duro que os outros revestimentos a partir de 800 °C. Isto propicia boa resistência ao desgaste abrasivo na usinagem em altas velocidades de corte (*Klocke, 1999*).

A outra vantagem para as aplicações do revestimento de TiAlN em usinagem é a sua baixa condutividade térmica. Consequentemente mais calor é dissipado pelo cavaco. Isto propicia que altas velocidades de corte sejam utilizadas, uma vez que a carga térmica no substrato é menor. Entretanto, o revestimento de TiAlN em geral mostra um desempenho inferior quando comparado ao TiN nos casos de baixa velocidade de deslizamento ou em processos de corte interrompido, em função do seu elevado coeficiente de atrito e da sua fragilidade (*Hsieh et. al., 1998*).

O relativo bom desempenho do TiAlN em elevadas velocidades de deslizamento é explicada pela sua baixa taxa de oxidação em elevadas temperaturas (*Hedenqvist, 1997*).

### 2.5.5 O conceito de revestimentos de multicamadas

A aplicação da tecnologia de múltiplas camadas no campo dos revestimentos duros resistentes ao desgaste é predominantemente motivada pelo desejo de alcançar uma forte adesão entre o filme e o substrato e a criação de um filme protetor ao desgaste com baixa reatividade química, baixo coeficiente de atrito e um aumento da dureza e da tenacidade (*Bouzakis et. al., 2006*).

As multicamadas são promissoras para aperfeiçoar propriedades e desempenho dos revestimentos. As camadas da interface podem ser utilizadas para melhorar a adesão ao substrato e assegurar uma suave transição entre as propriedades desse e do revestimento. Depositando-se várias camadas finas com diferentes propriedades mecânicas, a concentração de tensão na região

da superfície e as condições de propagação de trincas podem ser alteradas. As propriedades de um revestimento composto por filmes diferentes dispostos em camadas podem ser melhores que a deposição de camadas individuais que separadamente tem características diferentes tais como resistência à corrosão, resistência ao desgaste, isolamento térmico, condutividade elétrica, barreira de difusão e adesão ao substrato (*Hsieh et. al., 1998*).

Nos revestimentos multicamadas, filmes alternados de dois ou três diferentes compostos são depositados em uma determinada sequência. A espessura da camada individual pode variar de poucos nanômetros até 100 nm. As numerosas interfaces criadas entre as camadas individuais do revestimento de múltiplas camadas causam um drástico aumento na dureza e resistência. Camadas com estruturas epitaxiais podem ser formadas, notavelmente diferentes das estruturas encontradas em revestimentos de uma única camada. Revestimentos superestruturados são compostos de diferentes camadas nanométricas alternadas que se repetem com uma frequência na faixa de 5 a 10 nm. Com relação à dureza, os revestimentos são usualmente divididos em grupos com dureza inferior a 40 GPa e os superduros com dureza superior a 40 GPa.

O conceito de superestrutura é baseado na deposição alternada de finas camadas de dois materiais, com espessuras da ordem de grandeza de parâmetros de suas redes cristalinas. Os dois materiais dotados com a mesma estrutura cristalina providenciarão barreiras de energia para bloqueio da movimentação de discordâncias na interface e dentro das camadas. As propriedades mecânicas e tribológicas do revestimento são diferentes das camadas individuais dos dois materiais notadamente a dureza. O efeito de superestrutura depende também da espessura da interface, da diferença entre os módulos de cisalhamento e da periodicidade nanométrica da camada (*Ducros et. al., 2006*).

Nos revestimentos de camada simples, as trincas são praticamente retas e vão diretamente em direção ao substrato. Nos revestimentos multicamadas há um grande número de interfaces dificultando a propagação de trincas. Uma explicação para a tenacidade dos revestimentos multicamadas está na redução do tamanho dos grãos e defeitos impostos pela frequente nucleação nas inúmeras interfaces (*Wiklund et. al., 1997*). Uma trinca partindo da superfície do revestimento pode se dividir e defletir no contorno de grão ou de fase dentro de uma camada ou na zona de interface entre as camadas. Por outro lado, uma delaminação local pode ocorrer na interface através da abertura de vazios nanométricos, o qual pode resultar em concentração local

de tensões e mesmo até plasticidade em escala nanométrica. Além disso, pode haver uma interação de trincas com campos periódicos de deformação e tensão através da interface nos revestimentos de multicamadas nanométricas e também uma interação das trincas com o material do substrato (*Stueber et. al., 2009*). O volume da interface pode ser considerado de uma maneira bem simplificada como uma camada aglomerante macia entre camadas duras de material cerâmico. A energia de dissipação na interface deve ser capaz de reduzir a fragilidade do revestimento (*Holleck et. al., 1995*).

Grzesik (2002) em seu estudo sobre o comportamento do atrito e da isolamento térmica obtidas pelos revestimentos no processo de torneamento concluiu que na usinagem do aço inoxidável (316L) a ferramenta revestida com TiAlN apresentou maiores valores de força de atrito em relação com as ferramentas revestidas com múltiplas camadas contendo  $Al_2O_3$ , e quanto maior for a temperatura, menor será a força de atrito.

Nalbant et. al. (2009) estudaram os efeitos das ferramentas de metal duro sem revestimento, com diferentes revestimentos depositados (PVD e CVD) e os parâmetros de corte na rugosidade obtida no torneamento do aço AISI 1030. A tabela 2.3 mostra as especificações técnicas das ferramentas utilizadas no estudo realizado Nalbant et. al. (2009).

**Tabela 2.3 Tabela Especificação técnica das ferramentas de corte (Adaptado de Nalbant et. al., 2009).**

Revestimentos	Aplicação do revestimento	Classe da ferramenta	Dureza (Hv)	Coefficiente de atrito	Condutividade térmica (W/mK)
TiN(TiN,Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ,TiC)	CVD	P10	2500	0.35	27
TiAlN	PVD	P20	3100	0.40	28
AlTiN	PVD	P20	3200	0.47	29
Wc-Co	Sem revestimento	P20	1800	0.60	38

Neste estudo Nalbant et. al. (2009) concluíram que o tipo do material do revestimento, números de camadas do revestimento e o método de deposição afetam o coeficiente de atrito e a condutividade térmica. Mostrando que quanto menor o coeficiente de atrito e a condutividade térmica menor será a rugosidade média do material usinado, deste modo ao analisar a tabela 2.3 verifica que a ferramenta revestida com TiN gerou menores rugosidades no material usinado entre as demais ferramentas testadas. Sobre a influência dos parâmetros de corte na rugosidade da



peça usinada os autores concluíram que o avanço exerceu maior influência na rugosidade da peça seguida pela ferramenta e a velocidade de corte. De acordo com os autores quando maior o avanço maior a rugosidade do material usinado.

## **2.6 Tensão residual**

Tensão residual é definida como a tensão que existe em um corpo elástico depois de removidas as cargas externas (*Jang et. al., 1996*). Já El-Axir (2002) a define como resultado de vários eventos mecânicos e térmicos que ocorrem na superfície do material.

Conforme Monici (2003), analisando-se as tensões residuais, tem-se que as tensões de compressão são favoráveis às propriedades mecânicas do material, pois aumentam a sua resistência à fadiga. Por outro lado, as tensões residuais de tração são danosas, causando a diminuição das resistências mecânica e à corrosão dos materiais, além da diminuição da resistência ao desgaste em altas temperaturas.

As tensões residuais podem ser de compressão na superfície da peça e de tração no núcleo ou vice-versa.

Estas tensões são originadas sempre que o componente sofre deformação plástica localizada ou deformação elástica não homogênea. Elas podem ser classificadas como macro ou microtensões 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 (*Martins et. al., 2004*). As tensões residuais podem melhorar o desempenho dos materiais frente às agressividades do meio externo e reduzir falhas por fadiga. Porém numa linha de manufatura, as tensões residuais podem gerar distorções no componente, tornando necessária a introdução de uma etapa posterior de processamento da peça no estado endurecido, encarecendo o processo. Assim, para alcançar uma melhoria significativa no processo, projeto, controle de produção e desempenho de componentes mecânicos é necessário incorporar informações a

respeito das tensões residuais e desenvolver métodos confiáveis para a sua determinação (*Martins et. al., 2004*).

### 2.6.1 Mecanismos de geração de tensão residual

Segundo Griffiths (2001), os mecanismos de geração de tensão residual podem ser representados por três modelos: transformação de fase térmica, deformação termo/plástica e deformação plástica mecânica.

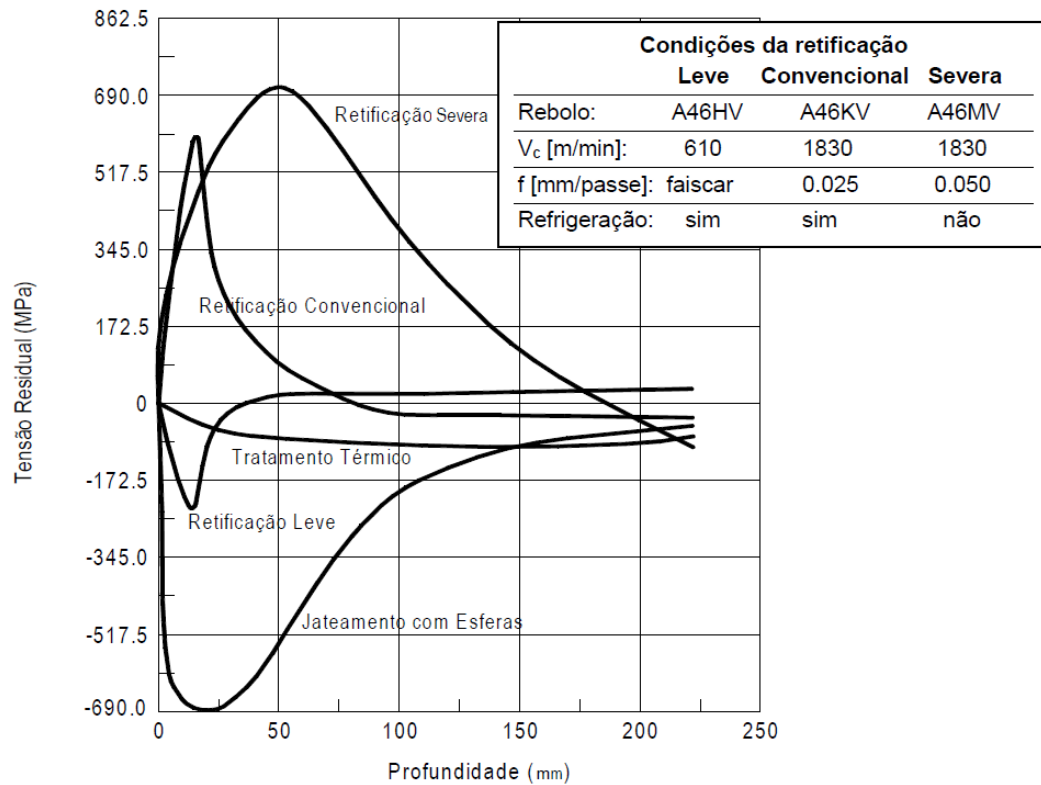
No primeiro modelo (transformação de fase térmica) a tensão residual é causada por uma mudança de volume de estrutura. Se a mudança causa uma diminuição de volume, a superfície irá contrair, porém o núcleo irá resistir. O resultado neste caso é tensão residual trativa. Se a transformação de fase térmica causa uma expansão, o resultado é tensão residual compressiva.

No segundo modelo (deformação termo/plástica) o evento de aquecimento causa expansão da superfície e esta expansão é aliviada (enquanto o calor é mantido) pelo fluxo plástico, que é restrito à camada superficial. Quando o calor é removido à camada da superfície se contrai, resultando em tensão residual de tração.

No terceiro modelo (deformação plástica mecânica), a tensão residual é de compressão por causa da compactação superficial exercida por alguma forma de ação mecânica e não existem efeitos térmicos. Em processos que consistem somente de eventos unitários químicos a tensão residual é zero.

A figura 2.5, para o aço AISI 4340, mostra que tratamentos térmicos convencionais produzem tensão residual de compressão devido à expansão de volume, este é um exemplo do primeiro modelo. Quando esta superfície é jateada com esferas a tensão residual é de compressão devido à deformação mecânica causada pelos “impactos” dessas esferas com a superfície, este é um exemplo do terceiro modelo. A retificação produz tensões residuais que dependem das condições de operação. Em condições severas de operação, eventos térmicos dominam e a tensão residual é de tração. Este é um exemplo do segundo modelo. Em operações leves com rebolos de diamante e CBN a refrigeração é melhorada e o atrito diminuído, por conta do uso de fluidos

refrigerantes, o evento se torna mecânico e a tensão residual resultante é de compressão. Em condições convencionais são produzidas tensões residuais que são tão elevadas quanto às obtidas em condições abusivas moderadas, novamente por causa da tendência do evento ser predominante térmico (*Field e Kahles, 1972*).

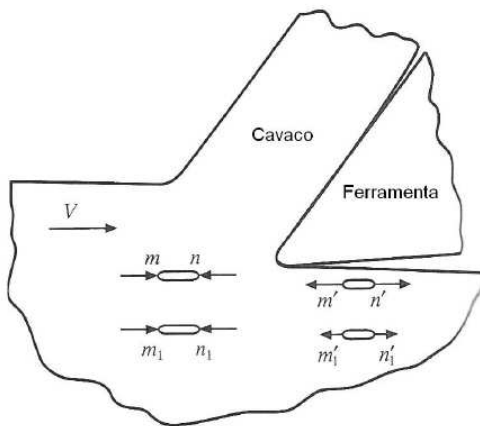


**Figura 2.5** Tensão residual em vários processos para o aço AISI 4340 temperado e revenido com 510 HV (*Field e Kahles, 1972*).

Se uma superfície é produzida por uma série de operações sequenciais, a tensão residual final é diferente da tensão residual produzida por uma operação somente. Isto se dá devido à superposição das tensões individuais dos processos. Por exemplo, se uma superfície retificada convencionalmente (tensão de tração) é jateada com esferas (tensão de compressão) o padrão de tensão final será a superposição das duas tensões individuais. Assumindo que os dois padrões de tensão da figura 2.5 possam ser combinados, o pico de tensão residual será próximo a zero. No

entanto se a sequência de processos for invertida a tensão residual final não será a mesma. Isto se dá porque a retificação irá remover a camada atacada com as esferas. Portanto a magnitude e sinal padrão de tensão, tal como a sequência dos processos irão influenciar a tensão residual final.

A figura 2.6 mostra a origem da tensão residual de tração em um material dúctil durante a usinagem.



**Figura 2.6 Carregamento e descarregamento nas superfícies do metal quando da passagem na ponta da ferramenta (Shaw, 2005).**

Um elemento “mn” no nível da superfície acabada é sujeito à tensão de compressão antes de atingir a aresta de corte. No caso de um material dúctil, grande quantidade de energia de deformação será estocada no elemento “mn” e assim que a ponta da ferramenta passar por esta superfície a energia será liberada. Se a energia de deformação é suficientemente alta (grande espessura de cavaco sem deformação e ferramenta com desgaste) e rapidamente descarregada (alta velocidade de corte), a expansão de “mn” com a passagem da aresta da ferramenta pode se exceder, resultando numa tensão residual de tração. Este valor de tensão de tração diminui com o aumento da profundidade abaixo da superfície, e é mais pronunciado para as ferramentas desgastadas ou com um pequeno ângulo de folga (Shaw, 2005).

As tensões térmicas no caso do aço inoxidável duplex tornam o estudo um pouco mais complicado devido ao diferente coeficiente de expansão térmica de cada fase do material. Johansson, Odén e Zeng, (1999), estudaram a tensão residual em cada fase do aço inoxidável

duplex após deformação mecânica e aquecimento. Os resultados mostraram predominância das tensões de tração na fase austenítica e de compressão na fase ferrítica.

A tabela 2.4 mostra a faixa de tensão residual produzida por vários processos de usinagem. Em geral processos que são predominantemente mecânicos tendem a produzir tensão de compressão, e processos termicamente dominantes tendem a produzir tensão de tração.

**Tabela 2.4 Tensão residual produzidas por alguns processos de usinagem (Griffiths, 2001).**

<b>Tensão residual</b>	<b>Processo de manufatura</b>
Tração	Torneamento, Fresamento de topo, Fresamento discordante, Retificação abusiva com óxido de alumínio e emulsão, Retificação convencional com óxido de alumínio e emulsão, Eletro-erosão.
Zero	Usinagem química, Usinagem eletro-química.
Compressão	Esferoidização, Jateamento com areia, Usinagem com jato abrasivo, Tamboreamento, Polimento, Brunimento, Fresamento concordante, Retificação leve com óxido de alumínio e emulsão, Retificação com CBN, Tratamento térmico, Cementação, Nitretação.

### 2.6.2 Medição de tensão residual

Segundo Mantins et. al. (2004), até o momento não existe um método universal de medida das tensões residuais capaz de resolver todos os problemas, a baixo custo, da melhor maneira possível. A técnica a ser utilizada deve ser selecionada com base numa série de parâmetros influenciados pelas características do componente e o tipo de medida a ser efetuada. Segundo os estudos de Martins et. al. (2004), a escolha do método mais apropriado está baseado:

- Na natureza do componente;
- No tipo de tensões residuais presentes no componente;

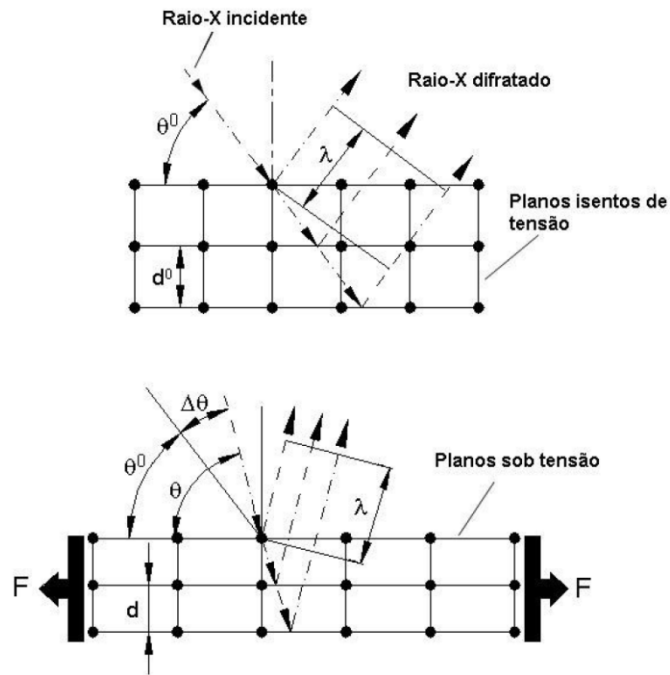
- No gradiente de tensões residuais;
- Na geometria do componente;
- Em onde a medida será realizada (em campo ou no laboratório);
- No tipo da intervenção (método destrutivo ou não destrutivo);
- No tempo disponível para a medida e apresentação dos resultados;
- Na precisão e repetibilidade do método;
- No custo final da medida.

Existem diversas formas de obter os valores de tensão residual. Ya et. al. (2003) citam o método dos furo cego, interferometria laser, interferometria holográfica e a interferometria de Moiré utilizadas em seu trabalho. Brinksmeier et. al. (1982) citam vários métodos, como extensômetros, métodos magnéticos, eletromagnéticos e ultrassônicos. Bordinassi (2006) cita que atualmente os dois métodos mais utilizados são os dos furos e por difração raio-X, sendo este último o mais utilizado. Martins et. al. (2004) citam que o método por difração de raio-X apresenta melhores resultados quando comparados com método micromagnéticos e método do furo cego incremental.

### 2.6.3 Método de difração de raio-X

Através da técnica de difração de raio-X, a deformação causada na superfície é obtida pela razão da variação da distância interplanar deformada pela distância interplanar livre de deformação, convertida em tensão, segundo as equações derivadas da teoria da elasticidade (Lima, 1991), ou seja, a variação no retículo cristalino induzida pela presença de tensões, é medida com base na lei de Bragg e as tensões são calculadas assumindo-se que a distorção ocorre no regime linear elástico. É uma técnica não destrutiva, que devido à forte absorção do raio-X pela matéria, é limitada às camadas superficiais onde estes percorrem distâncias da ordem de 10  $\mu\text{m}$  (Martins et. al., 2004).

O método por difratometria de raio-X mede o parâmetro “d” do reticulado do corpo de prova e calcula as respectivas deformações existentes. A figura 2.7 ilustra esta condição.



**Figura 2.7 Difração de raio-X em cristais simples carregados e descarregados (Brinksmeier et. al., 1982).**

Desta forma, somente a parte elástica do campo de deformação é medida, uma vez que a deformação plástica não afeta os parâmetros cristalinos. (Bordinassi, 2006).

Bragg descreve a difração de raio-X como uma reflexão seletiva segundo certos planos cristalográficos, de acordo com a seguinte lei:

$$2d \operatorname{sen}\theta = \lambda \quad (2)$$

Onde  $d$  é um parâmetro do reticulado,  $\theta$  é o ângulo de refração e  $\lambda$  é o comprimento da onda do raio-X.

A derivada da expressão de Bragg indica que:

$$\frac{\Delta d}{d} + \frac{\cos\theta}{\sin\theta} \cdot \Delta\theta = 0 \quad (3)$$

$$\varepsilon = -\Delta\theta \cdot \cotg\theta \quad (4)$$

$$\Delta\theta = \theta_{com\ tensão} - \theta_{sem\ tensão} \quad (5)$$

Medindo-se  $\Delta\theta$  pode-se calcular a deformação  $\varepsilon$  e conseqüentemente a respectiva tensão residual  $\sigma$ .

Vários métodos são propostos para determinação das deformações  $\varepsilon$  segundo a difração de raio-X (*Brinksmeier et. al., 1982*):

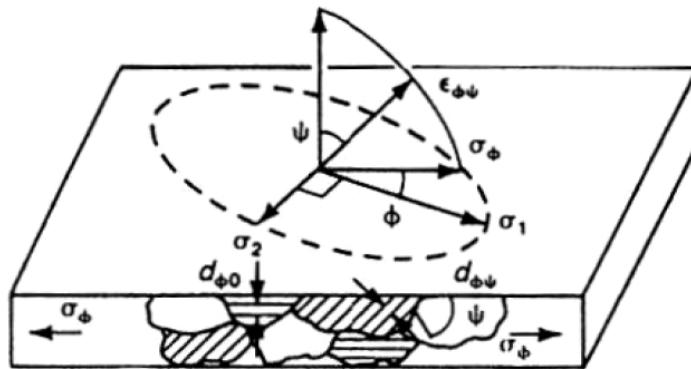
- Método do  $\text{sen}^2\psi$ ;
- Método de Glocker ou método do  $0^\circ - 45^\circ$ ;
- Método de Schall ou método da única incidência de  $45^\circ$ ;
- Método  $\theta-2\theta$ ;
- Método  $\theta$  ou método de eixo fixo.

Neste trabalho será estudado apenas o Método do  $\text{sen}^2\psi$  que será utilizado na parte experimental.

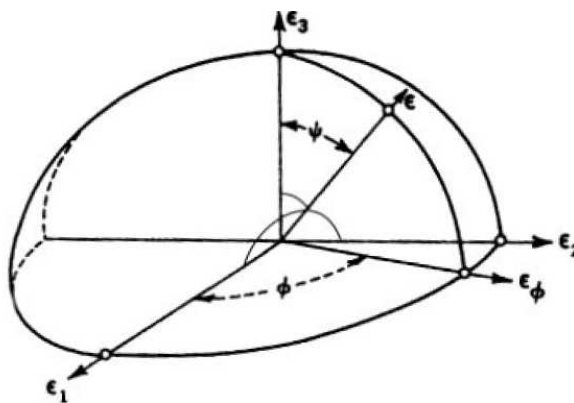


Na figura 2.10 pode-se observa os princípios do método do  $\text{sen}2\psi$  ( $\psi$  é o ângulo entre a reta normal à superfície da peça e a reta normal ao plano de parâmetro “d”). Para cada orientação  $\psi$ , certos planos cristalográficos se colocam em posição de difração, conforme mostrados nas figuras 2.10 e 2.11. A penetração dos raio-X é extremamente superficial ( $<10\mu\text{m}$ ), portanto a condição de estado plano de tensões é assumida na camada da superfície de difração (Prevéy, 1996).

Segundo Guimarães (1990), esta técnica é utilizada e recomendada quando se deseja grande exatidão nas medidas e quando a amostra apresenta certo grau de textura.



**Figura 2.8 Estado plano de tensões (Prevéy, 1996).**



**Figura 2.9 Elipsóide das deformações (Prevéy, 1996).**

As direções principais das figuras anteriores podem ser dadas pelas equações 6 a 8:

$$a_1 = \cos \varnothing \cdot \text{sen } \psi \quad (6)$$

$$a_2 = \text{sen } \varnothing \cdot \sin \psi \quad (7)$$

$$a_3 = \cos \psi = \sqrt{(1 - \text{sen}^2 \psi)} \quad (8)$$

A lei da transformação do tensor das deformações em relação às direções principais é escrita como:

$$\varepsilon = a_1^2 \cdot \varepsilon_1 + a_2^2 \cdot \varepsilon_2 + a_3^2 \cdot \varepsilon_3 \quad (9)$$

Sabendo que:

$$\varepsilon_i = \frac{1}{E} \cdot [\sigma_i - \nu(\sigma_i + \sigma_k)] \quad (10)$$

Para  $i, j, k = 1, 2, 3$

Após transformação obtem-se:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = \left( \frac{1+\nu}{E} \right) \sigma_\varnothing \text{sen}^2 \psi - \left( \frac{\nu}{E} \right) (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (11)$$

Onde:

$$\sigma_\varnothing = \frac{E}{(1+\nu)} \cdot \frac{\partial \left( \frac{\Delta d}{d} \right)}{\partial (\text{sen}^2 \psi)} \quad (12)$$

E substituindo com a lei de Bragg:

$$\sigma_{\phi} = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cdot \frac{\pi}{180} \cdot \cotg \theta \cdot \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\text{sen}^2\psi)} \quad (13)$$

Ou ainda:

$$\sigma_{\phi} = -K \cdot \lambda \quad (14)$$

Onde :

$$\lambda = \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\text{sen}^2\psi)} \quad (15)$$

Sendo K é um fator constante para o plano de difração escolhido, (tabelado e no caso de um aço inoxidável duplex, utiliza-se o valor correspondente à ferrita = -30,33 MPa).

$\lambda$  é o coeficiente angular da reta  $2\theta - \text{sen}^2\psi$ , obtida pela plotagem das variações dos ângulos de difração  $2\theta$  com as variações dos ângulos de incidência do raio-X (Figura 2.12).

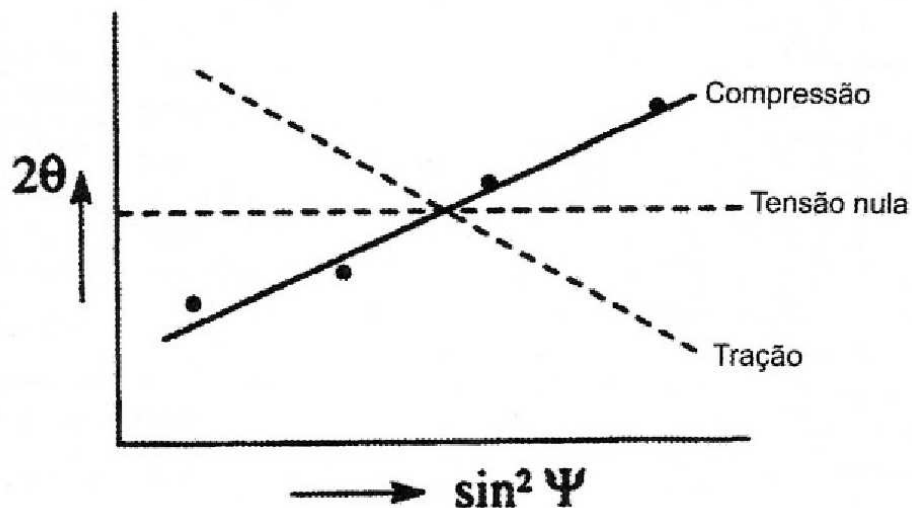
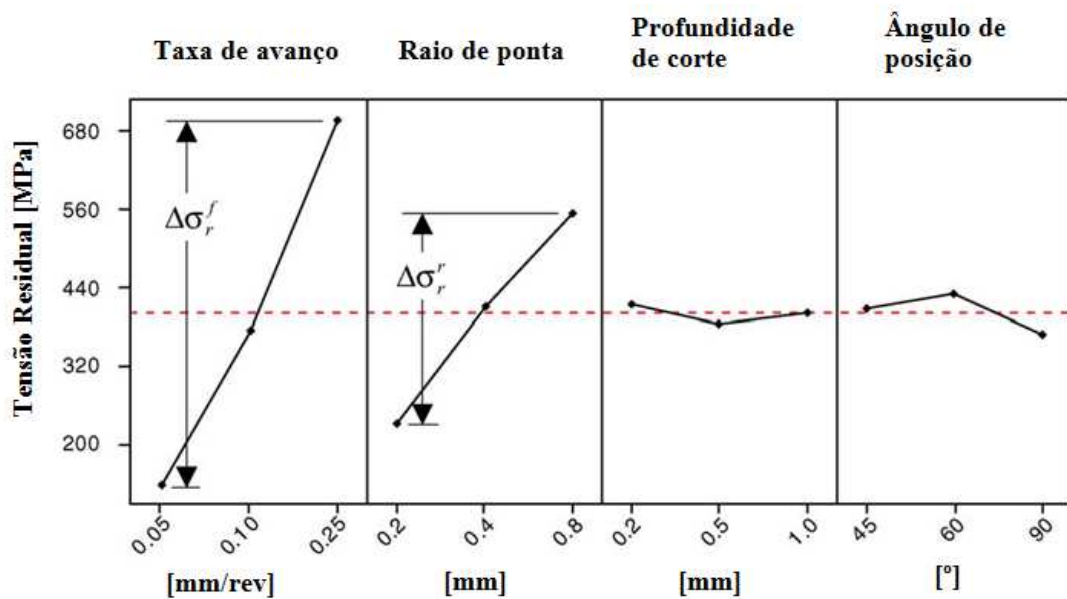


Figura 2.10 Gráfico ( $2\theta - \text{sen}^2\psi$ ) (Prevéy, 1996).

#### 2.6.4 Influência dos parâmetros de usinagem na tensão residual

Segundo Capello et. al. (2005) analisaram as influências dos parâmetros de corte no processo de torneamento sobre as tensões residuais induzida no material usinado. A figura 2.11 mostra a análise de variância (ANOVA) dos resultados obtidos na usinagem do aço UNI-ISO 39NiCrMo3.

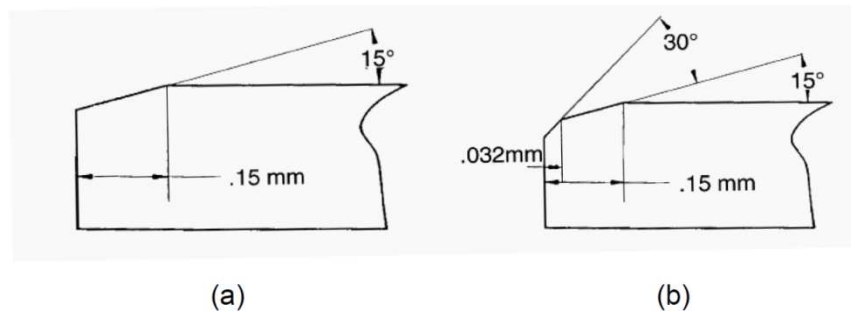


**Figura 2.11** Análise dos efeitos dos parâmetros de corte sobre as tensões residuais induzidas no aço UNI-ISO 39NiCrMo3 (Capello et. al., 2005).

Analizando a figura 2.11, Capello et. al. (2005) mostraram que quanto maior o avanço e o raio de ponta da ferramenta, maiores as tensões residuais trativas na peça usinada e que o avanço é o parâmetro de maior importância na variação da tensão residual na peça usinada. Já o ângulo de posição e a profundidade de corte não exerceram mudanças significativas nas tensões residuais na peça usinada. Neste trabalho os autores afirmam que quanto maior as propriedades mecânicas do material mais trativo será a tensão residual na peça usinada.

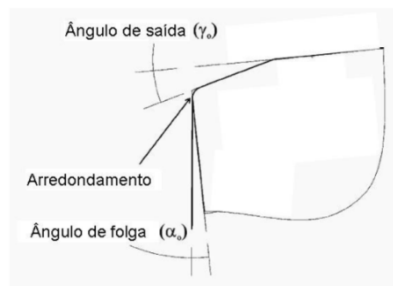
Javidi et. al. (2008) concluíram que o aumento do avanço no torneamento do aço 34CrNiMo6 induz tensões residuais compressivas na peça, por outro lado, o aumento do raio de ponta da ferramenta induz tensões residuais menos compressivo. Os autores também concluíram que aumento das tensões residuais compressivas na peça promove aumento na resistência à fadiga.

Os estudos de Hua et. al. (2006) mostraram que a geometria da aresta da ferramenta exerce grande influência na geração de tensões residuais. Segundo os autores a aresta com chanfro duplo (figura 2.12 (b)) promovem maiores tensões residuais compressivas comparada a aresta com chanfro simples (figura 2.12 (a)) por conta do aumento dos esforços de corte.



**Figura 2.12** Preparação de aresta (a) chanfro simples e (b) chanfro duplo (Matsumoto et. al. apud Hua et. al., 2006).

Gunnberg et. al. (2006) ressaltam ainda que a preparação da ferramenta com chanfro mais raio de arredondamento (Figura 2.13) para o torneamento do aço DIN 18MnCr5 é a melhor condição de ferramenta para geração de tensão residual compressiva devido ao maior contato da ferramenta-peça aumentando o efeito do atrito na zona de deformação.



**Figura 2.13** Preparação de aresta com chanfro e raio (Gunnberg et. al., 2006).

Garcia et. al. (2012), estudaram os efeitos dos parâmetros de corte sobre a tensão residual superficial gerada no torneamento do aço AISI 4340 e concluíram que o aumento do avanço induz tensões trativas pelo aumento de temperatura.

Braham et. al. (2005), estudaram os efeitos das condições de usinagem sobre a integridade superficial (tensão residual, micro dureza e rugosidade) e a resistência a corrosão nos processos de torneamento e retificação do aço inoxidável 316L. Neste estudo os autores concluíram que as condições de corte influenciam na integridade superficial, mas não afeta a resistência a corrosão. Segundo os autores, a resistência a corrosão é influenciada pela integridade superficial. Os autores também concluíram que a medida que as tensões residuais tornam-se mais compressivas, maior será a resistência a corrosão do material usinado.

Outeiro et. al. (2008) analisaram as tensões residuais induzidas no processo de torneamento a seco em materiais de difícil usinabilidade. No caso aço inoxidável austenítico (AISI 316L), o endurecimento da superfície e sua baixa condutividade térmica contribuíram para a geração de tensões residuais trativas no torneamento. Neste mesmo trabalho os autores mostraram que as tensões residuais medidas na direção de corte são mais trativas do que as tensões residuais medidas na direção de avanço que está relacionado com a geração de calor pelo esforço de corte (figura 2.14).

A figura 2.14, mostra a análise da tensão residual em camadas subsuperficiais no torneamento do aço AISI 316L na direção de avanço ( $\sigma_{\perp}$ ) e na direção de corte ( $\sigma_{//}$ ) utilizando ferramenta de metal duro sem revestimento.

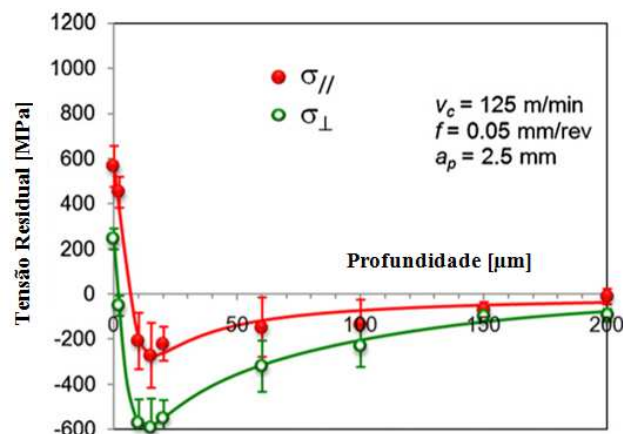


Figura 2.14 Análise das tensões residuais em subcamadas (Outeiro et. al., 2008).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta o planejamento experimental, procedimentos experimentais e a descrição dos equipamentos e recursos utilizados para a realização deste trabalho.

O Aço inoxidável superduplex foi torneado com diferentes avanços e velocidades de corte utilizando ferramentas de mesma geometria de corte, revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e TiAlN com o objetivo de avaliar o melhor desempenho dentre elas através do estudo do desgaste da ferramenta, tensão residual induzida no material usinado e rugosidade da peça. A figura 3.1 apresenta a matriz do planejamento experimental deste trabalho.

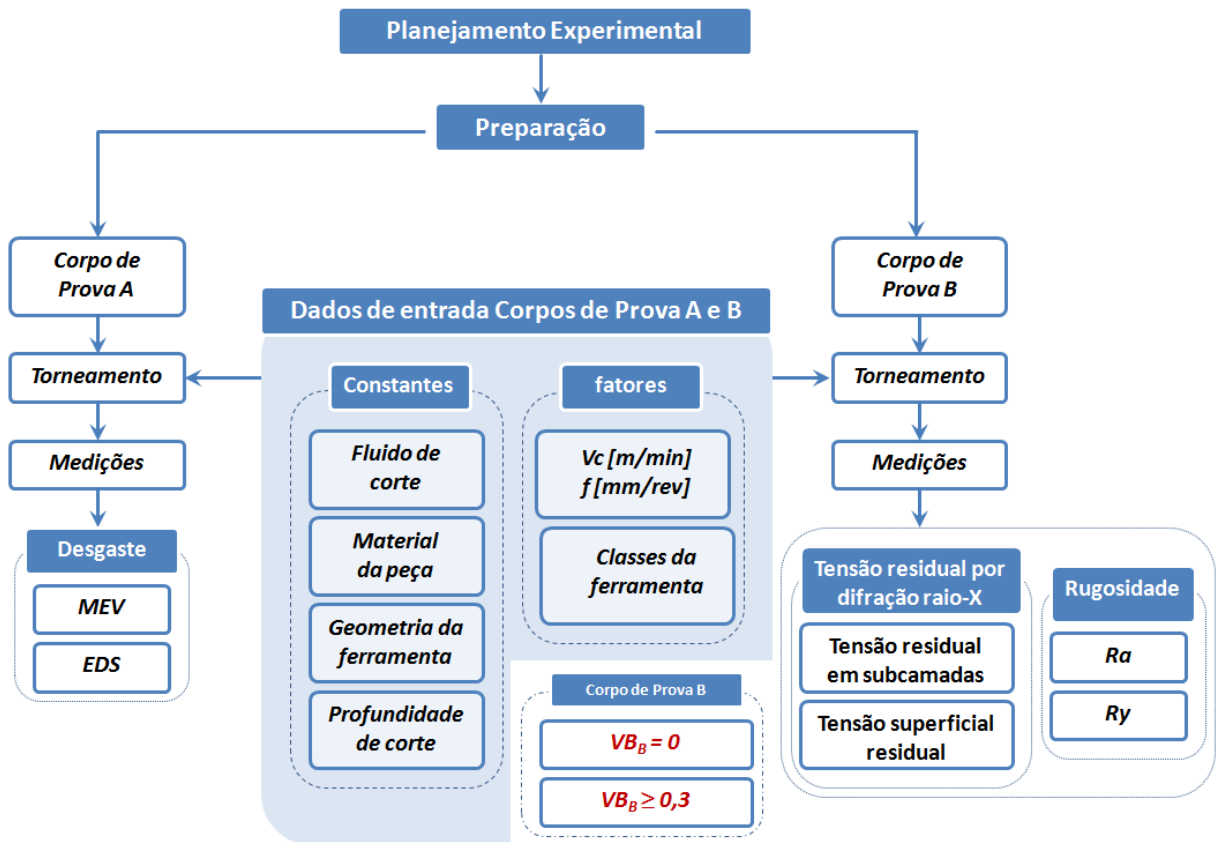


Figura 3.1 Estrutura do planejamento experimental.

### 3.1 Planejamento experimental

As etapas necessárias para a realização das análises, com a descrição dos equipamentos e os métodos de análise estão caracterizadas neste item. Apresentam-se também informações sobre os materiais empregados, ferramentas e recursos de máquina e dispositivos.

Como mostrado na figura 3.1, foram preparados dois corpos de provas diferentes, mas seus dados de entrada foram semelhantes para correlacionar as medições de saída extraídas após o torneamento. Porém, no corpo de prova B, além dos fatores em comum com o corpo de prova A que são velocidade de corte, avanço da ferramenta e classe da ferramenta, foram estudados as relações da ferramenta no início de vida ( $VB_B = 0$ ) e a ferramenta no fim de vida ( $VB_B \geq 0,3$ ) na geração de tensões residuais e na rugosidade da peça. A figura 3.1 também mostra que o fluido de corte, o material da peça, a geometria da ferramenta e a profundidade de corte foram os valores constantes para os corpos de prova A e B. Todos os ensaios foram realizados com fluido de corte devido à necessidade de sua aplicação, garantindo uma maior vida a ferramenta e diminuindo vibrações que poderiam causar quebras prematuras na ferramenta. A profundidade de corte ( $a_p$ ) foi mantida em 1mm pois é a variável menos influente na variação da tensão residual e na rugosidade (Capello *et. al.*, 2005 e Gunnberg *et.al.*, 2006).

O corpo de prova A mostrada na figura 3.2 foi torneado com diferentes classe de ferramenta mostradas na tabela 3.4 e nas condições definidas pela tabela 3.1. Nessa etapa era monitorado o desgaste de flanco médio ( $VB_B$ ) a cada passe no comprimento de 110mm e profundidade de corte ( $a_p$ ) de 1mm; A cada parada de máquina era feita a verificação do desgaste. Repetindo este processo sucessivamente até atingir o desgaste de flanco médio ( $VB_B \geq 0,3$  mm) ou a peça atingir diâmetro de 31 mm, limite de diâmetro pelo qual garanta uma boa rigidez e evitar vibrações no ensaio.

Depois de atingido o desgaste de flanco de 0,3 mm a aresta utilizada era considerada em fim de vida. Após esta ocorrência a aresta era analisada em microscópio eletrônico de varredura (MEV), do Laboratório de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Essa etapa foi realizada para obter mais detalhes do mecanismo de desgaste da aresta da ferramenta de



corde, além de se fazer micro análises semi-quantitativas de materiais em determinadas regiões da ferramenta, através de um sistema de micro análises EDS (espectroscopia de energia dispersiva).

**Tabela 3.1 Condições de usinagem para o corpo de prova A.**

Fatores de controle	Níveis	Condições de usinagem		Resposta
$v_c$ [m/min]	2	80	110	Desgaste da ferramenta
$f$ [mm/rev]	2	0,25	0,4	

Nesta etapa foram realizadas duas réplicas de cada ensaio e avaliados os resultados. Nos casos em que diferença de vida de ferramenta entre as réplicas era maior que 20%, era realizada uma terceira réplica.

O corpo de prova B mostrado na figura 3.3 apresenta trechos divididos por canais. Cada trecho foi torneado em uma condição diferente de acordo com a tabela 3.2 para cada classe da ferramenta mostrada na tabela 3.4 gerando um total de quatro corpos de prova B.

**Tabela 3.2 Condições de usinagem para o corpo de prova B.**

Fatores de controle	Níveis	Condições de usinagem		Respostas
$v_c$ [m/min]	2	80	110	Tensão residual superficial; Tensão residual em camadas subsuperficiais; Rugosidades (Ra e Ry).
$f$ [mm/rev]	2	0,25	0,4	
$VB_B$ [mm]	2	0	0,3	

Além das análises das tensões residuais superficiais e subsuperficiais na peça após serem usinadas com as pastilhas no início de vida da ferramenta ( $VB_B = 0$ ) e no fim de vida da ferramenta ( $VB_B \geq 0,3$ ) nas condições definidas pela tabela 3.2 foram feitas medições da rugosidade média (Ra) e da rugosidade máxima (Ry), que foram medidas usando-se um rugosímetro portátil Mitutoyo, com um comprimento de amostragem de 0,8mm. Foram feitas três medições em pontos aleatórios ao longo do comprimento e do perímetro da peça, a fim de se conseguir um valor médio para a rugosidade em cada trecho.

Todas as análises feitas reforçam a ideia do trabalho, que visa acompanhar a influência dos parâmetros de corte e dos efeitos do desgaste da ferramenta sobre as mudanças das tensões residuais e da rugosidade no material usinado.

Para análise dos dados, adotou-se um planejamento fatorial, a fim de investigar todas as combinações possíveis entre os níveis e fatores, nas variáveis de resposta. Para isso, utilizou o software Minitab inserindo dados obtidos nos experimentos, disponíveis no apêndice I.

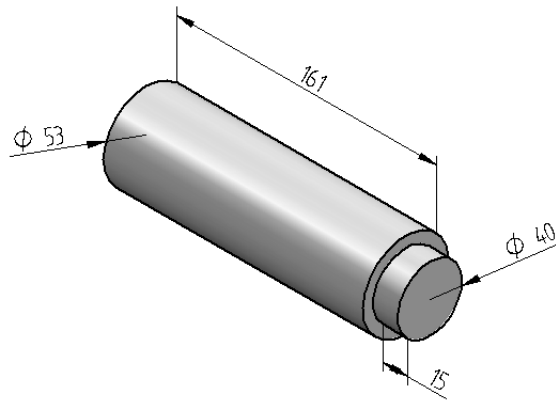
### 3.2 Materiais

O material a ser usinado foi fornecido pela empresa Sulzer na forma de barras circulares com o diâmetro inicial de 70mm e comprimento de 20mm proveniente do processo de fundição que em seguida foi solubilizado à temperatura de 1130°C e resfriado imediatamente em água, fazendo com que o material atingisse dureza de 290HB. Fabricado com as composições químicas apresentadas na tabela 3.3.

**Tabela 3.3 Composição química dos corpos de prova utilizados nos ensaios.**

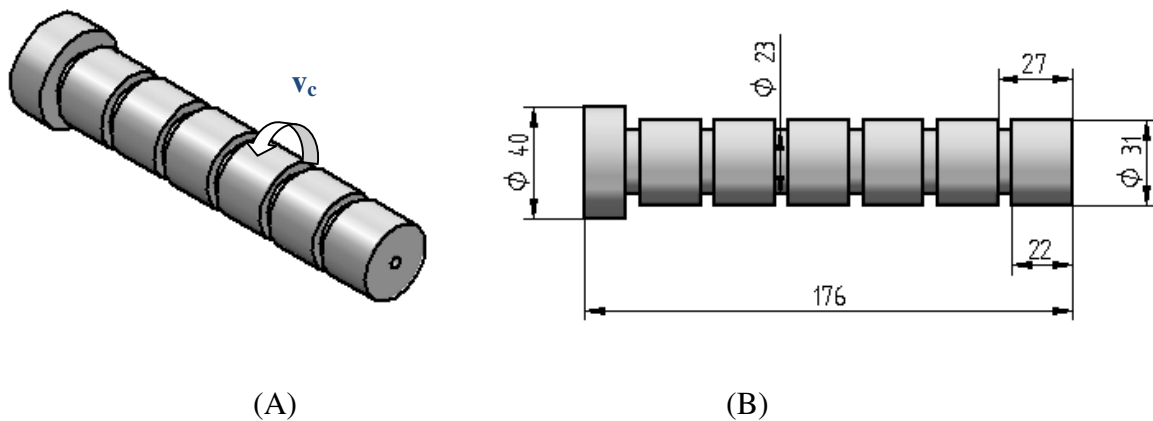
Elementos	C(%)	Cr(%)	Ni(%)	Mn(%)	Si(%)	Mo(%)	S(%)	P(%)	Cu(%)	Zr(%)
Valores	0,02	24,9	8,07	1,22	0,93	4,07	0,008	0,036	0,12	0,001
Elementos	W(%)	N(%)	Nb(%)	Al(%)	Co(%)	V(%)	Ti(%)	Pb(%)	Sn(%)	Fe(%)
Valores	<0,01	0,22	0,02	<0,005	0,06	0,05	0,006	0,0005	0,006	Rest.

A preparação dos corpos de provas da figura 3.2 foi realizada no Centro de Oficinas do Departamento de Mecânica na Faculdade de Tecnologia do Estado de São Paulo (FATECSP).



**Figura 3.2** Corpo de prova para medição de desgaste da ferramenta.

Para a análise de tensão residual foram confeccionados corpos de prova nas dimensões mostradas na figura 3.3B e feita a medição apenas na direção de corte correspondente ao sentido da velocidade de corte ( $v_c$ ) como mostrado na figura 3.3A, pois de acordo com (Outeiro *et. al.*, 2008) as tensões são mais críticas (menos compressivas) ocorrem na direção de corte do que na direção do avanço.



**Figura 3.3** Corpo de prova para medição das tensões residuais.

A fixação dos corpos de prova durante os ensaios foi feita com uma placa de três castanhas moles no diâmetro de 40mm e contraponto na extremidade oposta. Os passes de torneamento foram dados na direção do comprimento.

### **3.3 Ferramentas de corte**

As ferramentas utilizadas neste trabalho como também o porta ferramenta foram cedidas pela Iscar do Brasil.

O porta ferramenta utilizado mostrado na figura 3.4 com as dimensões definidas pelo código SLANL 2525M – 15 TANG.



**Figura 3.4 Foto do porta ferramenta com a ferramenta utilizado nos ensaios.**

A tabela 3.4 mostra os detalhes das três ferramentas da classe M conforme a norma ISO 513, indicadas para usinagem de aços inoxidáveis.

**Tabela 3.4 Detalhe das ferramentas estudadas.**

Código do Fabricante	IC9250	IC8250	IC907
Aplicação/ Tratamento	MT CVD	MT CVD+Texturizado	PVD
Revestimento	TiN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN	TiN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN	TiAlN
Geometria da aresta  Código ISO <b>LNMX 150608L-HT</b>			
Observações	Standard	Pós-tratamento na superfície	Grãos sub-micron

As pastilhas utilizadas foram de metal duro. As classes utilizadas foram a IC9250, IC8250 e IC907 todas são classificadas como ISO M05-M20, as duas primeiras ferramentas possuem substratos com granulação padrão enquanto que na terceira ferramenta possuem substratos com granulação submícron. A classe IC9250 possui revestimento com tripla camada (TiCN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e TiN). O fabricante afirma que na camada externa da ferramenta é depositada pelo processo MTCVD e as demais pelo processo CVD.

A classe IC8250 é similar à IC9250, exceto pelo tratamento superficial que remove a camada de TiN da superfície de saída e da superfície de folga, próxima à aresta de corte. O tratamento é feito por jateamento que induz à tensão residual de compressão e melhora a textura, expondo a camada de alumina. Isto leva a uma usinagem com menor geração de calor, uma melhor resistência contra lascamento, uma aresta postiça reduzida e uma vida da aresta mais longa. (Iscar tools, 2011)

A classe IC907, por sua vez, é revestida pelo processo PVD com TiAlN.

### **3.4 Fluido de corte**

O fluido de corte utilizado foi Vasco 1000 da empresa Blaser Swissslube, com concentração de 10%. Este fluido de corte é um óleo de base vegetal emulsionável e foi aplicado sobre a superfície de saída da ferramenta pelo sistema convencional de injeção da máquina, que apresentou uma vazão de 8 l/min.

### **3.5 Equipamentos**

Neste item, serão apresentados, além da máquina-ferramenta, todos os instrumentos utilizados para aferição e medição das variáveis estudadas neste trabalho.

#### **3.5.1 Máquina-ferramenta**

Nas dependências da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP foram realizados os testes de torneamento em um torno CNC da marca Romi, modelo Galaxy 20, com comando numérico GE-Fanuc 2li-T, potência do motor principal de 15 kW e rotação máxima do eixo árvore de 4500 rpm (variação contínua). A figura 3.5 mostra a máquina descrita.



**Figura 3.5** Torno CNC Galaxy utilizado nos experimentos (Therezani, 2012).

### 3.5.2 Microscópio óptico

Para o acompanhamento do desgaste das ferramentas ao longo dos ensaios, foi utilizado um microscópio estereoscópico *Leica* (ampliação máxima de 50 x) e uma câmera fotográfica digital *Canon Powershot*® *S40* (zoom óptico de 2.8 x e resolução máxima de 4 megapixels) conectada a um computador contendo os programas *Canon Utilities RemoteCapture*® 2.2.0.11, responsável pela aquisição das imagens, e *Image J 1.40c*, responsável pela medição do desgaste. A Figura 3.6 ilustra a montagem descrita.



**Figura 3.6** Sistema de captação de imagens e medição dos desgastes (Therezani, 2012).

### 3.5.3 Microscópio eletrônico de varredura

Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Jeol JXA-840A do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica, que possui o recurso de espectrometria de energia dispersiva (EDS), que permite identificar de forma semi-quantitativa os elementos químicos presentes em quaisquer pontos da ferramenta e, assim, propiciar embasamento suficiente para a geração de hipóteses sobre os mecanismos de desgaste atuantes. A figura 3.7 mostra o equipamento utilizado.



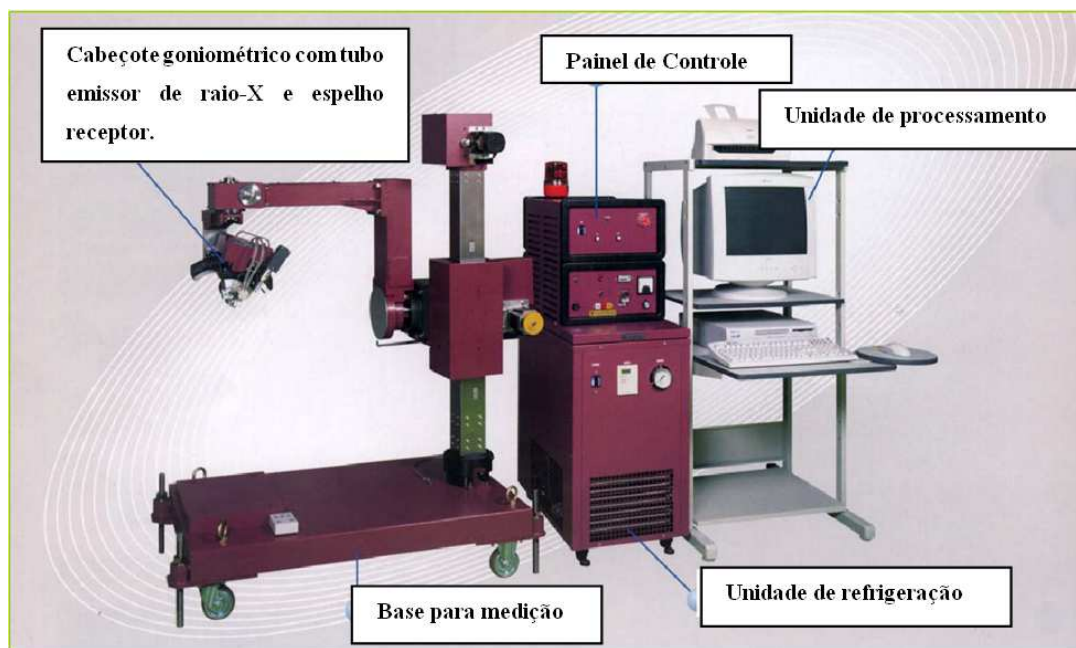
**Figura 3.7** Microscópio eletrônico de varredura (*Therezani, 2012*).



### 3.5.4 Medição das tensões residuais

As medições de tensões residuais foram realizadas no Centro de Pesquisa e Inovação da Villares Metals.

Para as medições de tensões residuais na superfície e nas camadas subsuperficiais foi utilizada uma máquina de difração raio-X, modelo Strainflex MSF-3M da marca RIGAKU. O método utilizado nas medições foi o do  $\text{sen}^2 \Psi$  com variação do ângulo  $\Psi$  de  $0^\circ$  a  $65^\circ$ , com  $\text{CrK}\alpha$  nos planos cristalográficos (2 1 1). A figura 3.8 mostra o equipamento utilizado.



**Figura 3.8** Foto do difratômetro raio-X (Rigaku, 2011).

Para remoção das camadas superficiais para aferição de tensão residual subsuperficiais foi feito um polimento eletrolítico com equipamento da Rigaku,

O polimento eletrolítico foi realizado com um eletrodo na tensão de 20V e corrente contínua 0.6A. A solução eletrolítica usada foi: Cloreto de amônia (0,25 kg), Glicerina (0,6 l) e água destilada (1,15 l). Para o polimento eletrolítico foi utilizado uma máscara que limitava a ação da corrosão numa área de 25 mm<sup>2</sup>. Cada área corroída atingiu um tempo de ataque determinado nos valores de 120, 240, 360, 420, 540, 600 e 720 segundos ou parando ao atingir a profundidade de 100µm. A figura 3.9 mostra o equipamento utilizado para a remoção de camadas por eletrólise.



**Figura 3.9 Sistema de polimento eletrolítico Rigaku.**

As medições das profundidades na superfície da peça após o polimento eletrolítico foram realizadas no Laboratório de Usinagem da Coordenação de Mecânica do Instituto Federal de São Paulo (IFSP). Foi utilizado um dispositivo que fixava a peça entre centros para garantir o alinhamento e um relógio comparador da marca Mitutoyo com resolução milesimal fazia a medição da profundidade. A figura 3.10 mostra a montagem do dispositivo.



**Figura 3.10** Medição da profundidade na superfície da peça.

### 3.5.5 Rugosímetro

Para a medição da rugosidade na superfície usinada, foi utilizado um rugosímetro portátil Mitutoyo SJ, uma base magnética como suporte do apalpador e uma base em “V” para apoio do corpo de prova durante a leitura da rugosidade. A figura 3.11 mostra a montagem do equipamento durante a medição.



**Figura 3.11** Montagem para medição da rugosidade (*Therezani, 2012*).

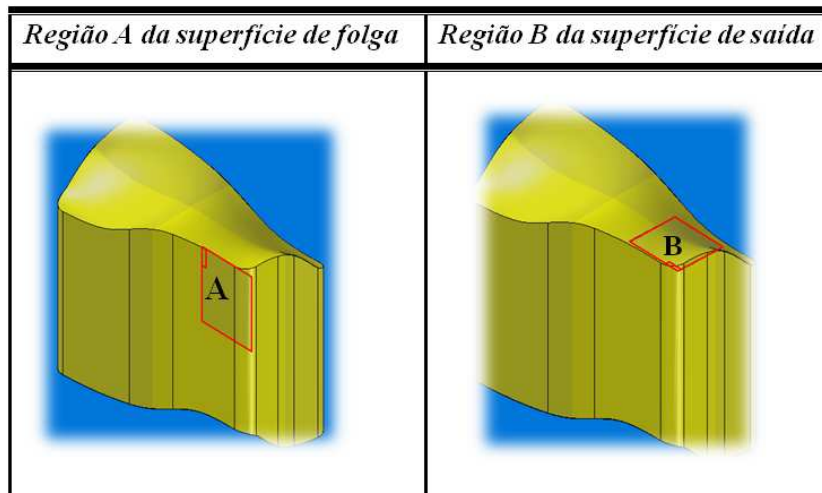
## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os seguintes resultados: Mecanismos de desgaste no final da vida da ferramenta (4.1); Vida da ferramenta (4.2); Avaliação dos cavacos (4.3); Tensão residual (4.4); Tensão residual em subcamadas (4.5); Rugosidade (4.6).

### 4.1 Mecanismos de desgaste no final da vida da ferramenta

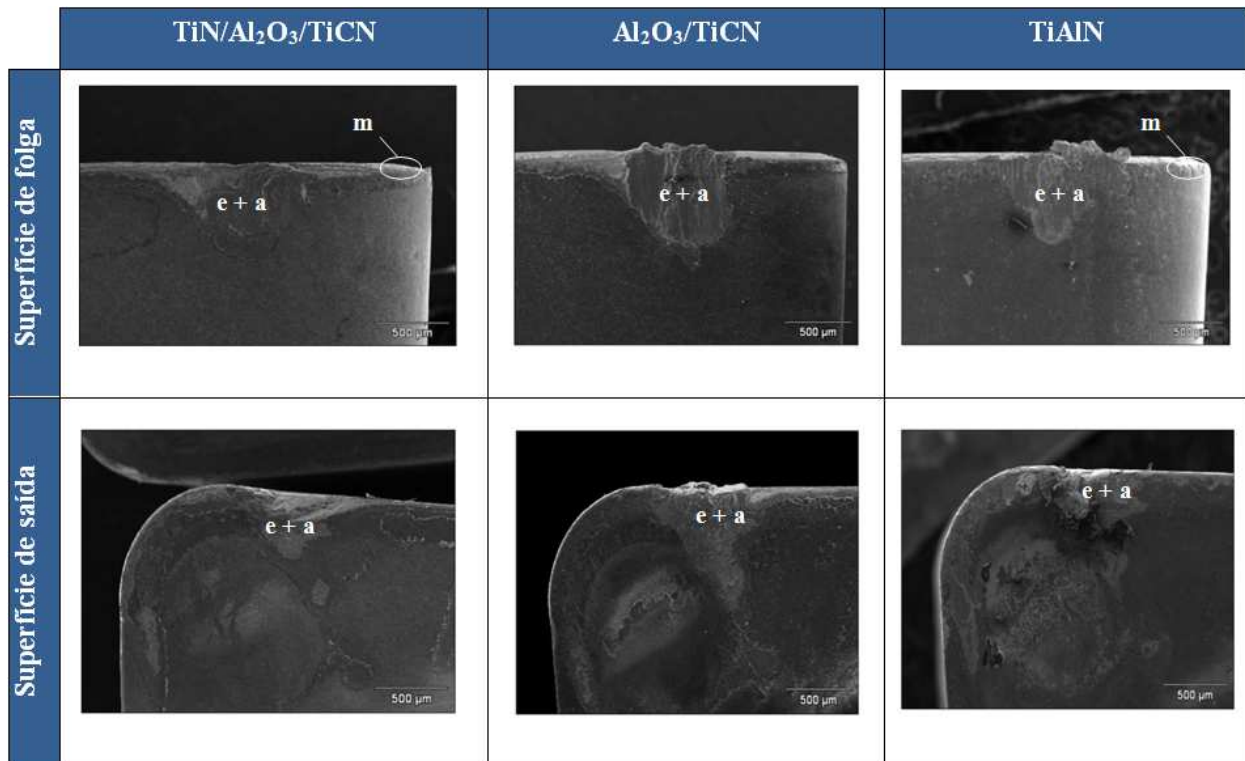
O principal mecanismo de desgaste observado pelas fotos do MEV e das análises do EDS que levou a ferramenta ao final da vida, foi o entalhe gerado pelo martelamento do cavaco na profundidade de corte que por sua vez propiciou espaço para adesão de partículas com posterior arrancamento do material junto com partículas da ferramenta (*attrition*).

Para uma melhor compreensão das fotos das ferramentas tiradas no MEV, a figura 4.1 mostra as região A e B que serão citadas.



**Figura 4.1 Identificação das regiões da ferramenta analisadas no MEV.**

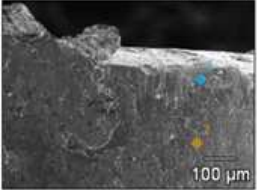
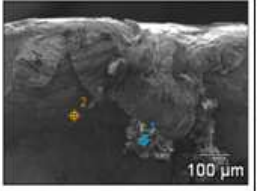
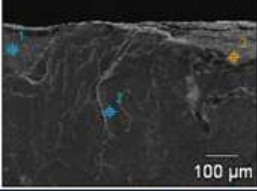
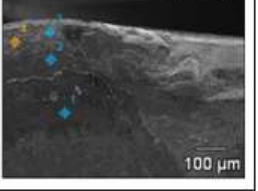
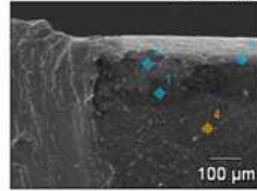
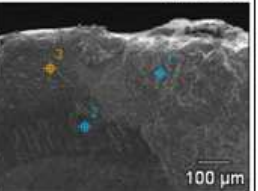
Na região marcada por “e+a” da figura 4.2 mostra a porção de material aderido na região do entalhe tanto na superfície de folga como na superfície de saída em ambas as ferramentas mostradas. Nas ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e TiAlN a região “m” próximo ao raio de ponta da ferramenta apresentam micro trincas.



**Figura 4.2** Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.



A avaliação da análise de EDS mostrada na figura 4.3 confirma a adesão do material da peça usinada no entalhe mostrado na figura 4.2.

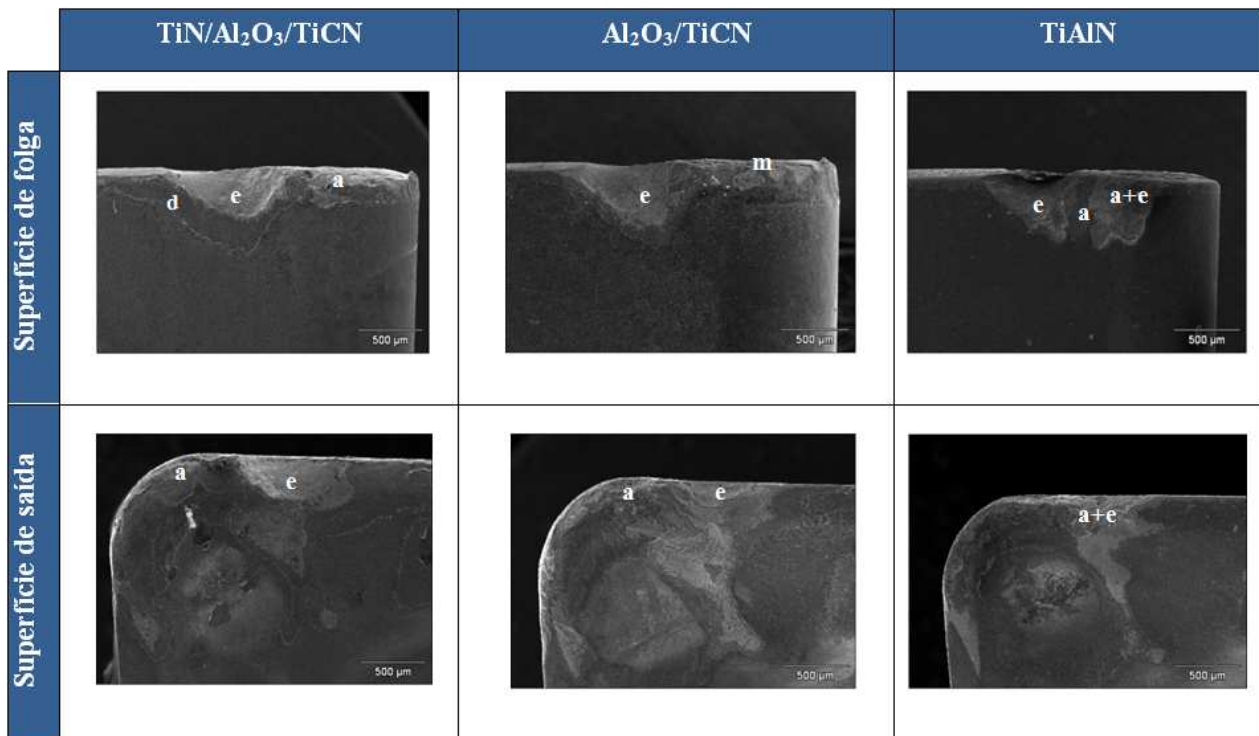
TiAlN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
Vc = 80m/min; f = 0,25 mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
<b>Superfície de folga</b> 	Folga_pt1			61	25	8	4			<b>Superfície de saída</b> 
	Folga_pt2			3	2			81	6	
	Saída_pt1	4	2	20	1				11	
	Saída_pt2	14	57	1	3					
TiN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
Vc = 80 m/min; f = 0,25 mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
<b>Superfície de folga</b> 	Folga_pt1			26	12			52	5	<b>Superfície de saída</b> 
	Folga_pt2			61	26	7	4			
	Folga_pt3		2	5	4			89		
	Saída_pt1	3	64	5	4					
	Saída_pt2		94	4	2					
	Saída_pt4			1					99	
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
Vc = 80 m/min; f = 0,25 mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
<b>Superfície de folga</b> 	Folga_pt1	54		2	1					<b>Superfície de saída</b> 
	Folga_pt2			61	27	8	2			
	Folga_pt4	49	10	2						
	Saída_pt1	1		60	28	6	2			
	Saída_pt2	33	17	12	6	2				
	Saída_pt3	35	2	27	11	4				

**Figura 4.3** Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.

Na figura 4.3 observa-se que na ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN os pontos (pt1, pt2 e pt3) na superfície de folga estão alinhados na região do entalhe. O ponto pt1 mostra maior presença de tungstênio (W) elemento pertencente ao substrato da ferramenta, o ponto pt2 mostra

maior presença de ferro (Fe) e cromo (Cr) elementos pertencente ao material usinado e o ponto pt3 mostra maior presença de tungstênio (W). As presenças do substrato e de material aderido na região do entalhe, uma vez que as análises de EDS e MEV só foram realizadas no fim de vida da ferramenta, o mecanismo de desgaste envolvido está associado a formação do entalhe na profundidade de corte que propiciou espaço para extrusão do cavaco que consequentemente aderiu na ferramenta com posterior arrancamento causando desgaste por *attrition*.

Na figura 4.4 observa-se que a ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN apresenta uma região escurecida marcada com a letra “d”. Esta região apresenta delaminação do revestimento ainda apresentando titânio, fenômeno comum em ferramentas de múltiplas camadas revestidas pelo processo CVD causado por tensões internas, como já mencionado anteriormente. A região “e” mostra o desgaste por entalhe sem a presença de material aderido.



**Figura 4.4** Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.



A figura 4.5 apresenta análise de EDS feita nas ferramentas no fim de vida para as condições de  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/ver.

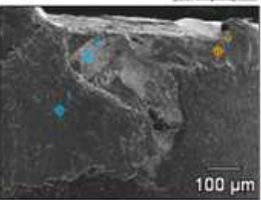
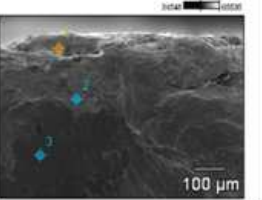
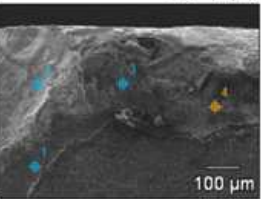
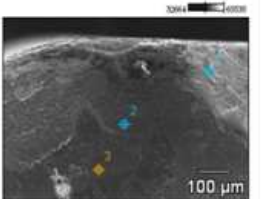
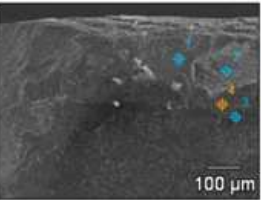
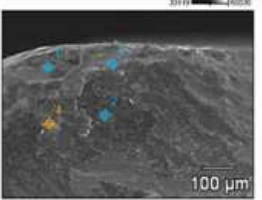
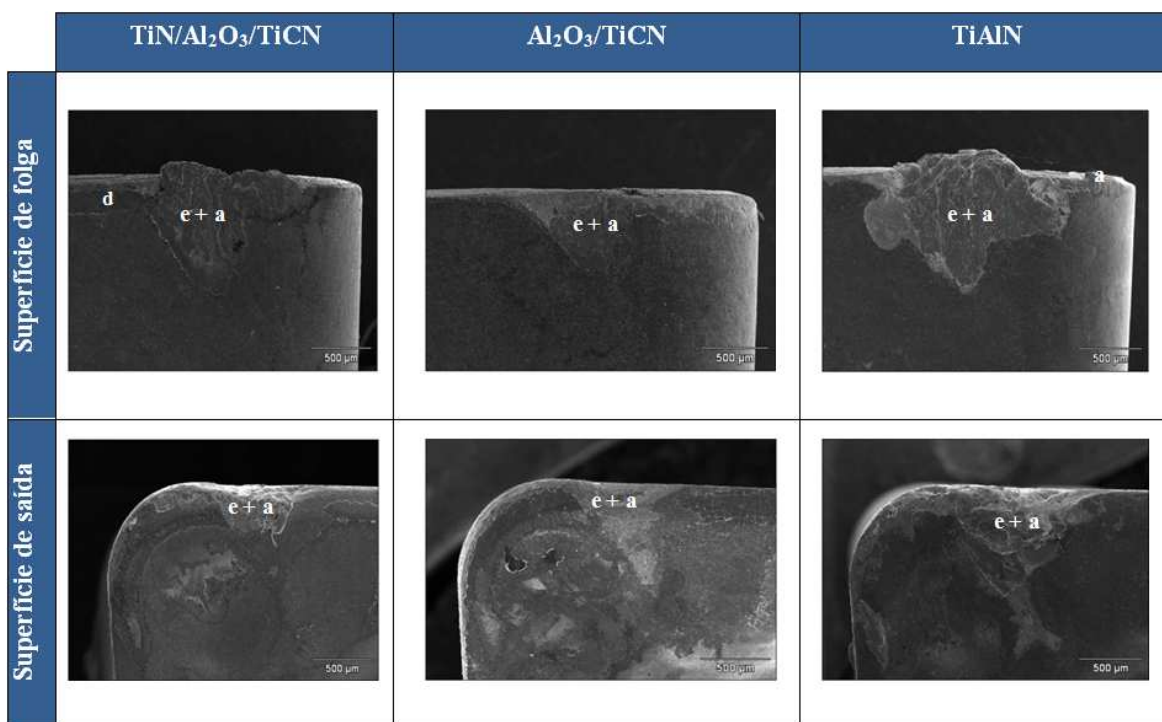
TiAlN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa
$V_c = 80$ m/min; $f = 0,4$ mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	EDS
Superfície de folga	<i>Folga_pt1</i>			59	26	8	4			Superfície de saída
	<i>Folga_pt2</i>			3	2			93	2	
	<i>Folga_pt3</i>			60	25	7				
	<i>Saída_pt1</i>			59	27	8	4			
	<i>Saída_pt2</i>		4	30	14	3		44	3	
	<i>Saída_pt3</i>	13	65							
TiN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa
$V_c = 80$ m/min; $f = 0,4$ mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	EDS
Superfície de folga	<i>Folga_pt1</i>		100							Superfície de saída
	<i>Folga_pt2</i>			21	9		7	61		
	<i>Folga_pt3</i>			61	25	8	3			
	<i>Folga_pt4</i>		3					84	2	
	<i>Saída_pt1</i>	1	5	32	16	3	6	28		
	<i>Saída_pt2</i>	1	70	8	5	1				
	<i>Saída_pt3</i>	1	23	5	10					
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa
$V_c = 80$ m/min; $f = 0,4$ mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	EDS
Superfície de folga	<i>Folga_pt1</i>			60	26	8	4			Superfície de saída
	<i>Folga_pt2</i>			2	1			84	12	
	<i>Folga_pt3</i>	53	1	2	1					
	<i>Folga_pt4</i>		95	1	3					
	<i>Saída_pt2</i>		1	61	25	7	4			
	<i>Saída_pt4</i>	1	5	57	25	7	5			

Figura 4.5 Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.

A figura 4.5 mostra a presença do material aderido próximo ao entalhe e substrato exposto na região do entalhe para as ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN, já na ferramenta revestida com TiAlN observou-se material aderido na região do entalhe junto com o substrato exposto.

Na comparação entre as fotos mostradas nas figuras 4.2 e 4.4 que o aumento do avanço de 0,25 mm/rev para 0,4 mm/rev influenciou no aumento na profundidade do entalhe. No avanço 0,4 mm/rev mostrado na figura 4.4 a presença de material aderido nas ferramentas foi menor que no avanço 0,25 mm/rev mostrado na figura 4.2, principalmente na região do entalhe.

A figura 4.6 mostra uma porção de material aderido na região do entalhe (e+a) tanto na superfície de folga como na superfície de saída em ambas as ferramentas mostradas como na figura 4.2 que se compara com esta figura na condição de mesmo avanço. Portanto a mudança da velocidade de corte de 80 m/min para 110 m/min não influenciou no mecanismo de desgaste da ferramenta, exceto na ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN que apresentou uma região de delaminação “d” na v<sub>c</sub> = 110 m/min mostrado na figura 4.6.



**Figura 4.6** Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na v<sub>c</sub> = 110 m/min e f = 0,25 mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.

A avaliação da análise de EDS mostrada na figura 4.7 confirma a adesão do material da peça usinada no entalhe mostrado na figura 4.6.

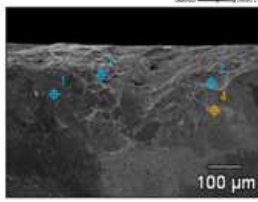
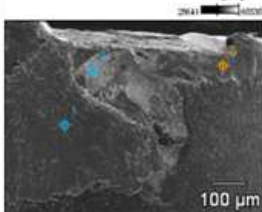
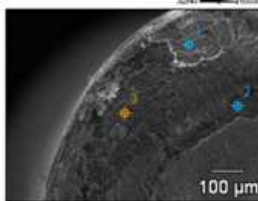
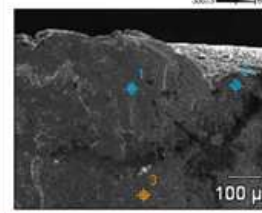
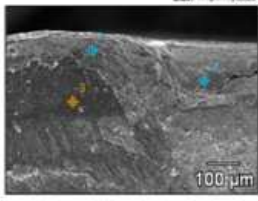
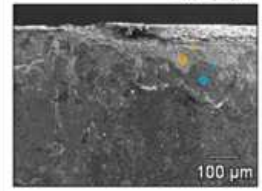
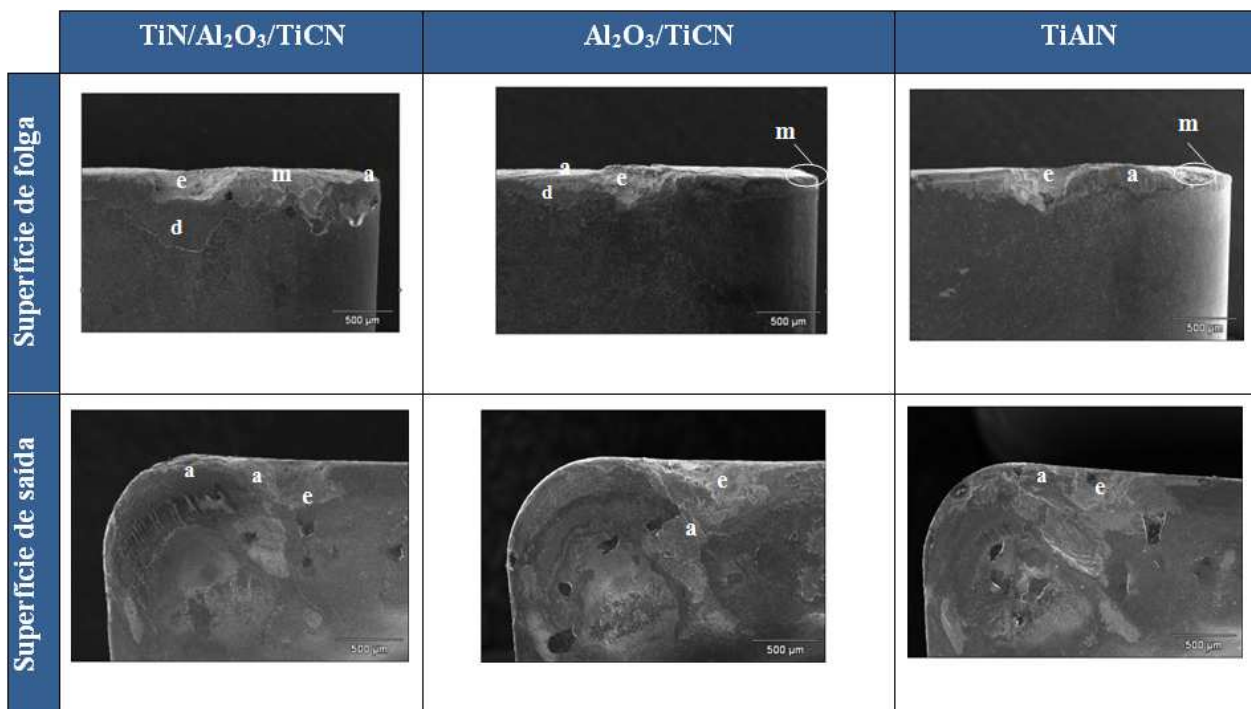
TiAlN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
Vc = 110 m/min; f = 0,25 mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
Superfície de folga	Folga_pt1			6	3			88	2	Superfície de saída 
	Folga_pt2			61	26	8				
	Folga_pt3			28	13	4		54		
	Folga_pt4	14	50	7	4	1				
	Saída_pt1		1	60	27	7	2			
	Saída_pt2	2	45	25	26	1				
	Saída_pt4			4	2			89	5	
TiN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
Vc = 110 m/min; f = 0,25 mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
Superfície de folga	Folga_pt1			60	26	7	5			Superfície de saída 
	Folga_pt2	1	53	1	4					
	Folga_pt3		57	24	9	3	2			
	Saída_pt1		98	1	1					
	Saída_pt2	1	36	2	12					
	Saída_pt3		22	46	20	5	4			
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
Vc = 110 m/min; f = 0,25 mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
Superfície de folga	Folga_pt1		87	3	1			5	3	Superfície de saída 
	Folga_pt2			6	3			82	5	
	Saída_pt1			64	26	7	2			
	Saída_pt3		55	3	1					

Figura 4.7 Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na  $v_c = 110$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.

Na figura 4.8 observa-se que as ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN apresentam uma região de delaminação. Novamente as fotos do MEV junto com a análise de EDS, confirmam que no avanço de 0,4 mm/rev (figura 4.6) a porção do material aderido aparece fora da região do entalhe e o entalhe é menor comparado com o avanço de 0,25 mm/rev (figura 4.8).



**Figura 4.8** Fotos do desgaste de flanco no fim de vida da ferramenta na  $v_c = 110$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.



A figura 4.9 apresenta análise de EDS feita nas ferramentas no fim de vida para as condições de  $v_c = 110$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev.

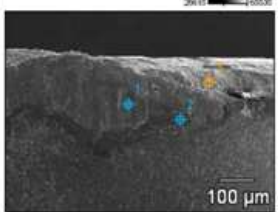
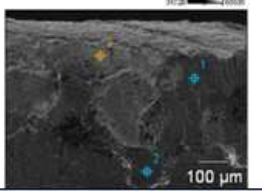
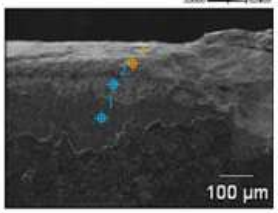
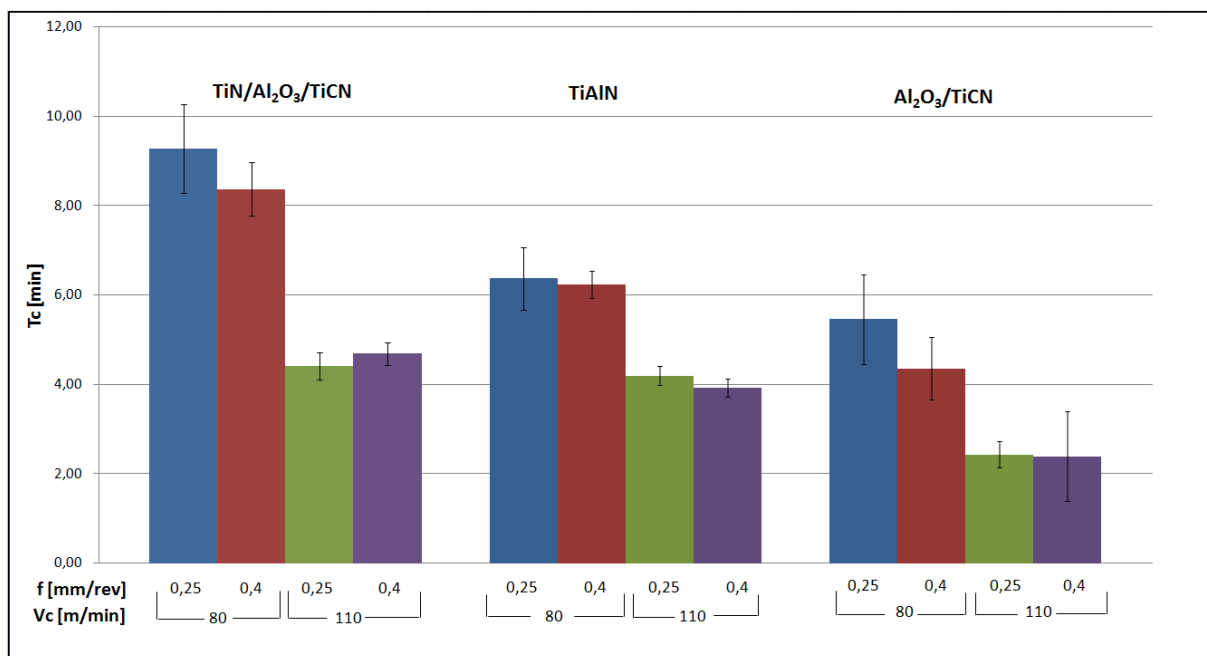
TiAlN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
$V_c = 110$ m/min; $f = 0,4$ mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
Superfície de folga	<i>Folga_pt1</i>			60	25	8	4			Superfície de saída
	<i>Folga_pt2</i>	21	54	2	2					
	<i>Folga_pt3</i>			60	26	9	3			
	<i>Saída_pt1</i>			61	27	7	2			
	<i>Saída_pt2</i>			60	25	8	4			
TiN/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
$V_c = 110$ m/min; $f = 0,4$ mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
Superfície de folga	<i>Folga_pt1</i>			61	24	9	3			Superfície de saída
	<i>Folga_pt2</i>		30	40	13	5	2			
	<i>Folga_pt3</i>		2					96	2	
	<i>Saída_pt1</i>		55	23	10	3				
	<i>Saída_pt2</i>		6	38	17	5		19		
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /TiCN		Revestimento		Material aderido				Substrato		Análise quantitativa EDS
$V_c = 110$ m/min; $f = 0,4$ mm/rev		Al	Ti	Fe	Cr	Ni	Mo	W	Co	
Superfície de folga	<i>Folga_pt1</i>		95	3	2					Superfície de saída
	<i>Folga_pt2</i>		1	8	4			86	1	
	<i>Folga_pt3</i>		1	10	20	3		55		
	<i>Saída_pt1</i>	38		6	3	1				
	<i>Saída_pt2</i>		72	3	2					
	<i>Saída_pt3</i>			58	28	7	3			

Figura 0.9 Análise de EDS para as ferramentas no fim de vida na  $v_c = 110$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramenta estudadas.

## 4.2 Vida da ferramenta

A figura 4.10 mostra o resultado dos ensaios de vida das ferramentas em todas as condições testadas. Como mencionado anteriormente, foram realizadas réplicas dos ensaios, portanto o resultado apresentado é uma média dos resultados obtidos.



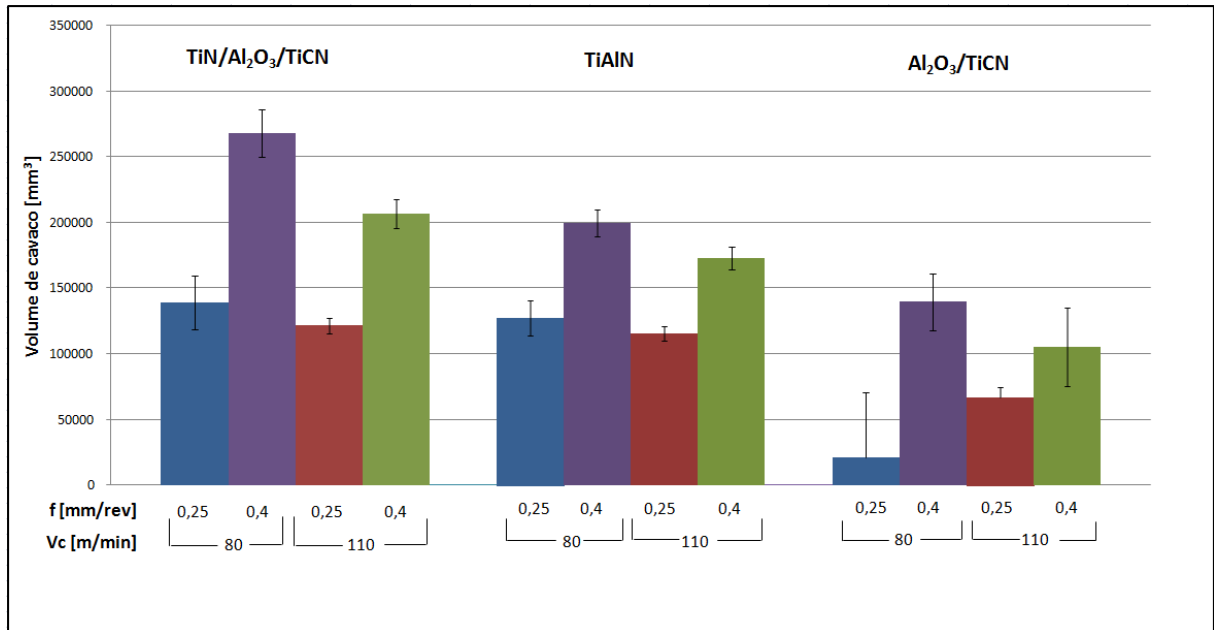
**Figura 4.10** Vida das ferramentas em tempo de corte das condições testadas.

Como mostrado na figura 4.10, diminuindo-se a velocidade de corte em aproximadamente 37% (de 110 m/min para 80 m/min) aumentou-se a vida da ferramenta em aproximadamente 48% para as ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e 33% para a com TiAlN. Nota-se ainda que para as velocidades maiores o desempenho das ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e TiAlN foi similar e ambas melhores do que a ferramenta revestida com Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN. Por outro lado, em velocidades mais baixas ficou claro o melhor desempenho da ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN sobre as outras testadas. A abrasão mecânica pode ter atenuado também, já que a remoção do revestimento expõe o substrato da ferramenta e facilita a

adesão. Como a avaliação com auxílio do MEV foi realizado apenas no final da vida da ferramenta, não foi possível detectar se a abrasão propiciou adesão ou a remoção de camada aderida acelerou a exposição do substrato.

Uma possível explicação para o desempenho das ferramentas é que na velocidade de corte mais baixa, predominou o coeficiente de atrito, que é menor para o revestimento de TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN, seguido do TiAlN e por fim do Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN mesmo esse último tendo passado por um processo de polimento de acordo com o fabricante. Por outro lado, quando a velocidade aumenta, a resistência à temperatura passa a ser importante. O TiAlN apresenta resistência à temperatura similar ao Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, haja vista que em altas temperaturas o TiAlN transforma-se e gera Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Assim a ferramenta revestida com TiAlN mesmo tendo um maior coeficiente de atrito, sua vida foi maior em função da combinação dessas propriedades. Além disso, o TiN apresenta o menor coeficiente de atrito dentre os revestimentos testados, mas sua estabilidade térmica é menor dentre eles. Nos experimentos realizados, é possível que o bom desempenho relativo do revestimento de TiN, se deve ao fato dessa camada retardar o contato da peça e do cavaco com a camada de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, pois a partir do momento em que essa camada passa a atuar, as taxas de desgaste tornam-se similares. Pois de acordo com *Jiang et. al.* o revestimento de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tem afinidade química com a camada de passivação de Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> promovendo adesão que contribui para o desgaste da ferramenta.

Observando-se a figura 4.11 nota-se que a análise das vidas das ferramentas de corte testadas, baseada no volume de material removido está de acordo com a teoria clássica de usinagem.

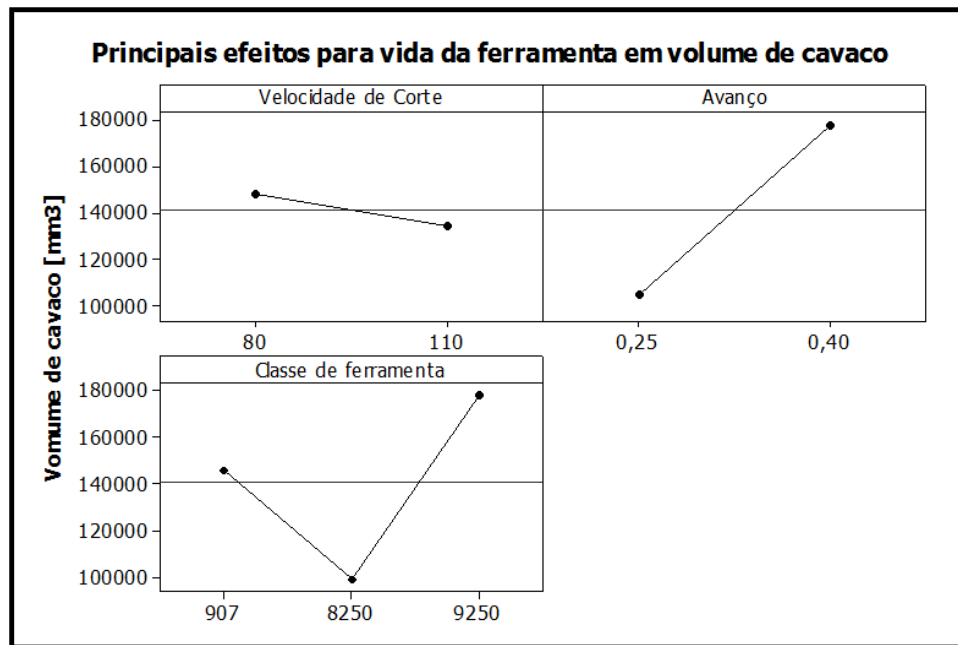


**Figura 4.11 Vida da ferramenta em volume do cavaco removido das condições testadas.**

Uma análise que cabe nesse momento diz respeito à escolha da melhor ferramenta de corte para o torneamento do aço inoxidável superduplex. O ideal seria uma ferramenta que apresentasse uma vida em volume de material removido elevada com uma vida baixa. Isso indicaria que a ferramenta possui boa produtividade. Obviamente, se a necessidade for vida em tempo, essa característica que deve ser considerada isoladamente. Com base nas figuras 4.10 e 4.11 nota-se que a velocidade de corte de 80 m/min apresentou os melhores resultados de vida em tempo e que o avanço de 0,4 mm/rev apresentou os melhores resultados em termos de volume de material removido. Além disso, a ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN apresentou o melhor desempenho dentro dos melhores resultados obtidos.



A Figura 4.12 apresenta gráficos referentes aos principais efeitos para a vida da ferramenta em volume de cavaco, baseados em análises estatísticas de variância com confiabilidade de 95% realizada pelo *software* Minitab.



**Figura 4.12 Análise estatística da influência dos parâmetros de usinagem na vida da ferramenta em volume de cavaco.**

Analisando-se a figura 4.12 conclui-se que o parâmetro de maior influência na vida útil da ferramenta é o avanço devido à inclinação acentuada da reta que unem os dois pontos médios de cada nível. A velocidade de corte foi o parâmetro que teve menor influência na vida útil da ferramenta mostrando pouca variação na inclinação da reta que ligam os pontos médios.

De acordo com Diniz et. al. (2006), a velocidade de corte é o parâmetro que mais influência no desgaste, pois com o aumento da mesma aumenta a energia (calor) que é imputada ao processo, sem um aumento da área da ferramenta que recebe este calor.

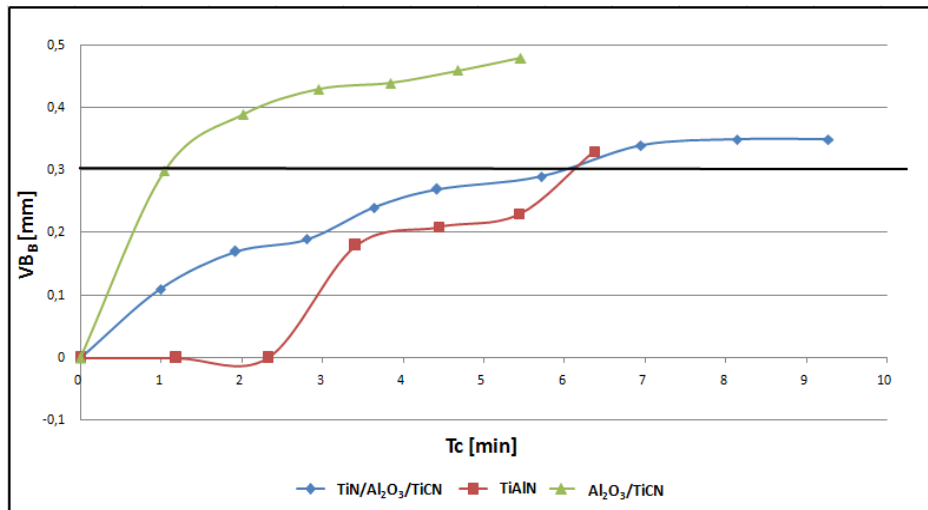
Neste trabalho o principal efeito do desgaste da ferramenta não foi a temperatura, mas o choque mecânico causado pela formação da rebarba na superfície da peça causando formação de desgaste por entalhe durante a usinagem.

Biermann e Heilmann (2010), mostraram no estudo do torneamento do aço inoxidável duplex que a formação de rebarba influencia o desgaste por entalhe na profundidade de corte.

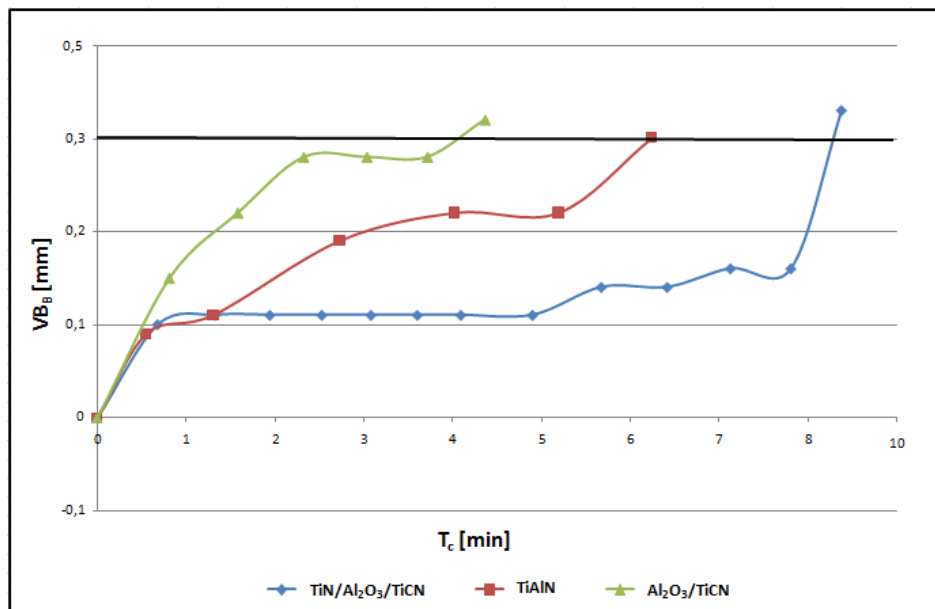
Como mostrado nas fotos tiradas no MEV (figuras 4.6 e 4.8), em avanços menores a profundidade do entalhe ( $VB_N$ ) é maior que a profundidade do desgaste médio ( $VB_B$ ). Já em maiores avanços os valores de  $VB_N$  e  $VB_B$  são praticamente iguais por conta de um menor contato com a rebarba, pois quanto maior o avanço menor a quantidade de voltas numa determinada distância.

O avanço também influencia no tamanho da rebarba. De acordo Olvera e Barrow (1996) pequenos avanços causam aumento no tamanho da rebarba devido a maiores taxas de deformação plástica do material. Na medida em que o avanço aumenta, torna nítido o aumento da espessura do cavaco cisalhado, proporcionando à redução da deformação plástica e em consequência a altura da rebarba.

As figuras 4.13, 4.14, 4.15 e 4.16 mostram a progressão do desgaste de flanco médio apresentada pelas ferramentas dentro das condições testadas.



**Figura 4.13** Desgaste de flanco médio função do tempo utilizado:  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.



**Figura 4.14** Desgaste de flanco médio em função do tempo utilizado:  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.

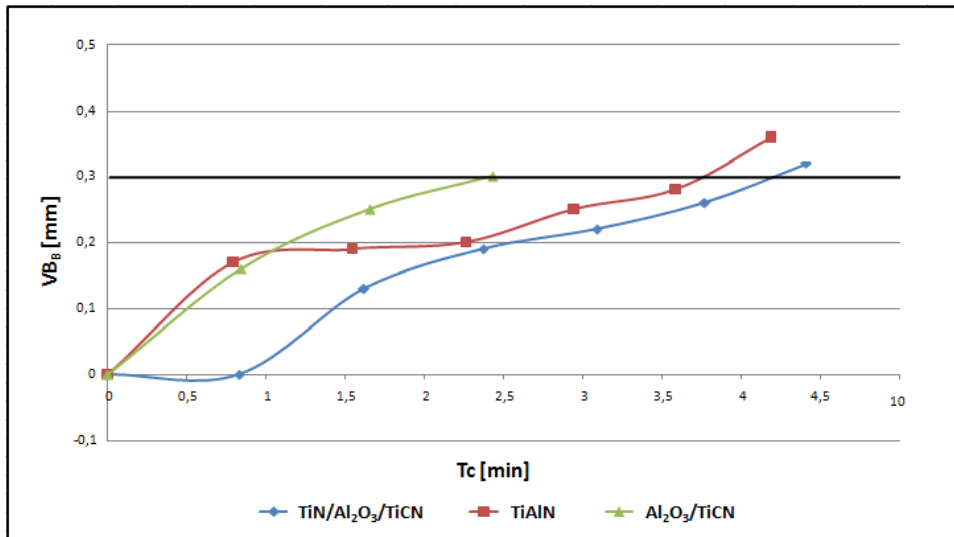


Figura 4.15 Desgaste de flanco médio em função do tempo utilizado:  $v_c = 110$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.

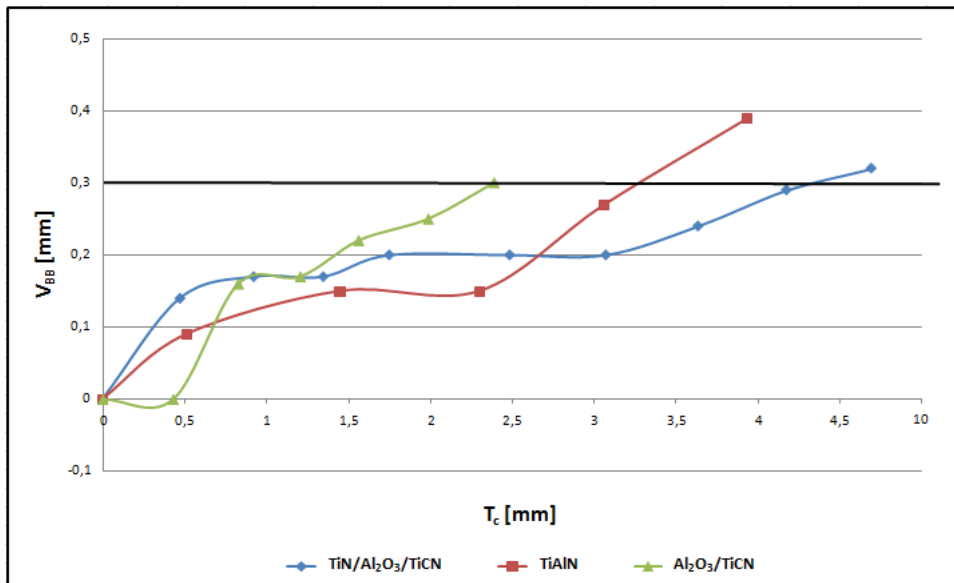


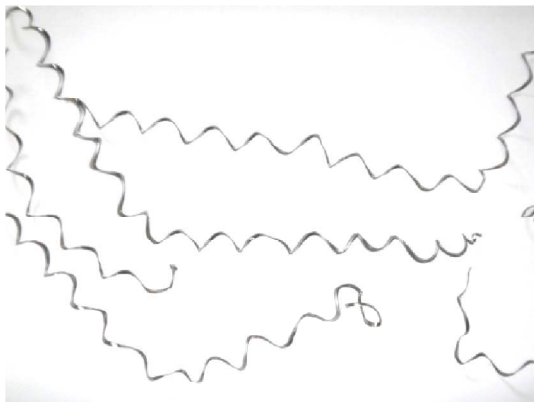
Figura 4.16 Desgaste de flanco médio em função do tempo utilizado:  $v_c = 110$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev, para os três tipos de classes de ferramentas utilizadas.

As figuras 4.13 – 4.16 apresentaram curvas padrões de desgaste típicos em ferramentas de metal duro, exceto nas figura 4.13 e 4.15 que mostram desgastes progressivo ao longo do tempo para as ferramentas revestidas com  $Al_2O_3/TiCN$  no avanço de 0,25 mm/rev. a maior ou menor vida da ferramenta é dada em termos da taxa com que o desgaste ocorre. Nessas figuras nota-se ainda que o desgaste inicial não tem um padrão identificável, às vezes o desgaste da ferramenta revestida com  $TiAlN$  inicia-se elevado, em outras condições essa mesma ferramenta apresenta desgaste próximo de zero, o mesmo se dando com as demais classes testadas.

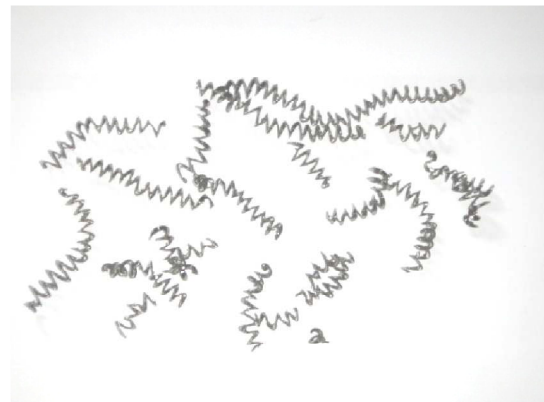
### 4.3 Avaliação dos cavacos

Na avaliação dos cavacos serão apresentadas apenas as fotos que apresentaram diferenças nas formas, pois o tipo do cavaco permaneceu contínuo em todas as condições estudadas. Dentre as condições estudadas, único parâmetro que influenciou na mudança de forma do cavaco foi o avanço que tem relação com o mecanismo de desgaste da ferramenta.

A figura 4.17a mostra o cavaco em fita obtido na usinagem com avanço de 0,25 mm/rev. Já a figura 4.17b mostra o cavaco com melhor quebra na forma helicoidal obtida na usinagem com avanço de 0,4 mm/rev. Devido ao aumento de espessura do cavaco que, provavelmente, diminui a tendência de fluxo lateral de cavaco, minimizou o atrito no contato ferramenta-peça, diminuindo portanto, o desgaste da ferramenta. Esse tipo de fenômeno é muito comum em materiais dúcteis como é o caso do aço inoxidável superduplex. O resultado comparativo entre as diferentes classes da ferramenta permaneceu igual.



(a)

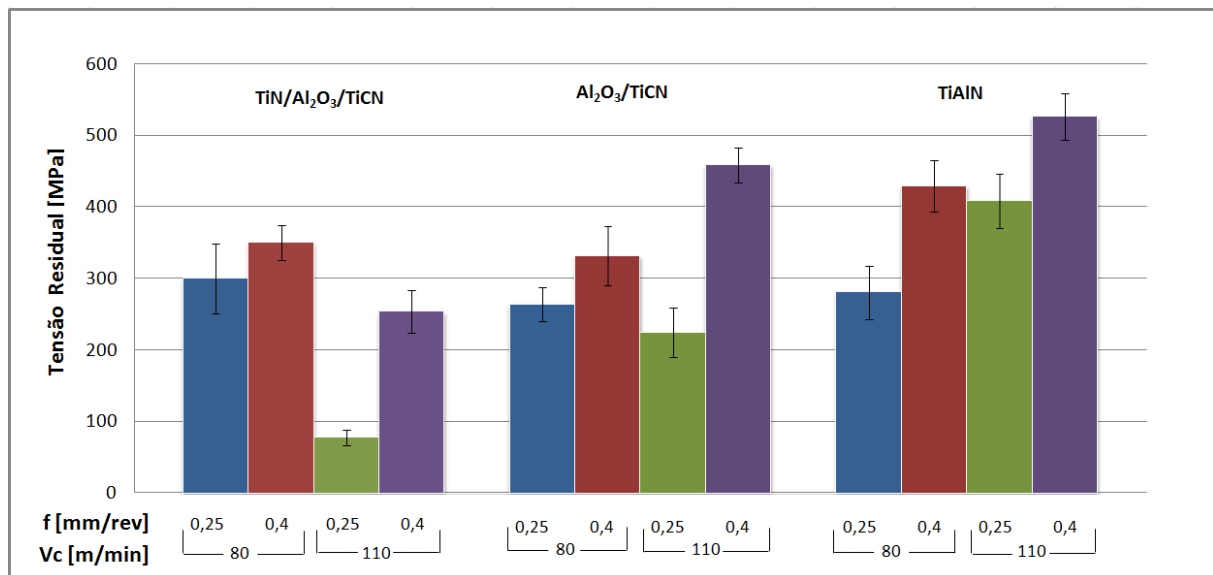


(b)

**Figura 4.17 Fotos das formas do cavaco do material usinado. A foto (a) exhibe um cavaco na forma de fita. A foto (b) exhibe um cavaco na forma helicoidal.**

#### 4.4 Tensão residual

Na figura 4.18 observa-se uma tendência no processo de torneamento que é a geração de tensões residuais positivas relativas à tração, pois o efeito térmico predominou sobre o efeito mecânico.



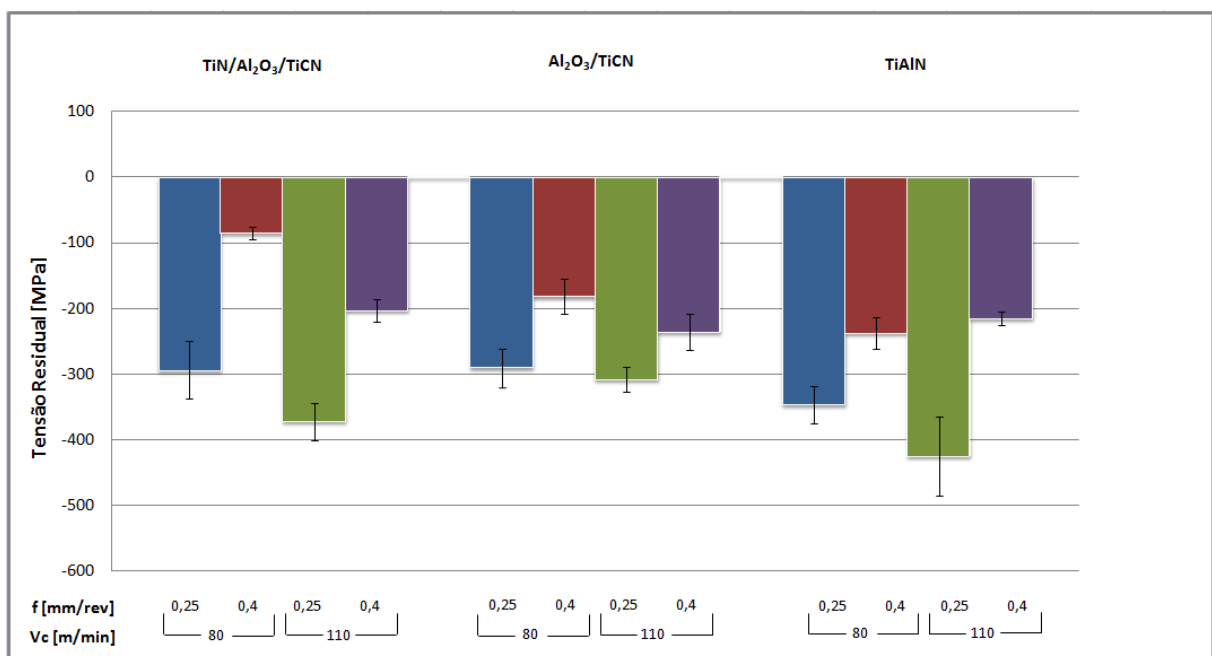
**Figura 4.18** Comparações das tensões residuais superficiais induzidas na peça usinada com ferramentas no início da vida entre os parâmetros de corte e as classes das pastilhas utilizadas.

Na  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev não houve uma variação significativa nas tensões residuais obtidas na usinagem com diferentes ferramentas. No entanto ao observar outros parâmetros testados, vê-se que no material usinado pela ferramenta revestida com TiAlN teve maiores tensões trativas seguidas pela usinagem utilizando as ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN.

O coeficiente de atrito associado à baixa condutividade térmica pode estar relacionado com maiores tensões trativas no material usinado pela ferramenta revestida com TiAlN. Principalmente na condição da  $v_c = 110$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev em que se tem um maior volume

de material removido em um curto intervalo de tempo com um elevado coeficiente de atrito impedindo o deslizamento do cavaco na superfície de saída, contribuindo com um aumento de temperatura no contato ferramenta-peça.

Na figura 4.19 vê-se que as ferramentas desgastadas testadas induziram tensões compressivas na peça. Segundo Tang et. al. (2009) a tensão residual de compressão neste caso é promovida pelo efeito do esforço mecânico da peça sobre a ferramenta, ocasionado pelo desgaste de flanco.

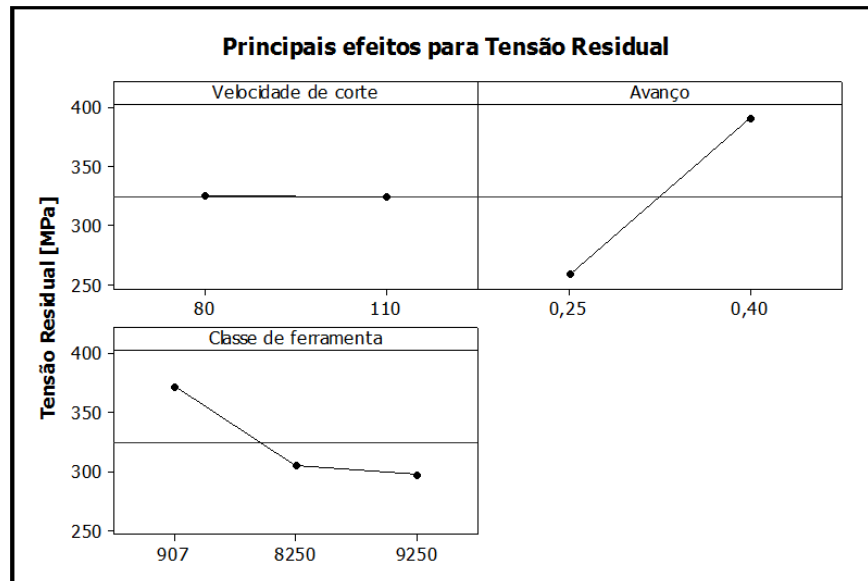


**Figura 4.19** Comparações das tensões residuais superficiais induzidas na peça usinada com ferramentas no fim da vida entre os parâmetros de corte e as classes das pastilhas utilizadas.

Nas condições em que se usinou a peça na  $v_c = 80$  m/min com  $f = 0,25$  mm/rev e na  $v_c = 110$  m/min com  $f = 0,4$  mm/rev mostrados na figura 4.19, não houve uma variação significativa das tensões residuais induzidas pelas classes das ferramentas testadas como na figura 4.18.



As figuras 4.20 e 4.21 mostram os gráficos extraídos no software Minitab através de análises fatoriais dos principais efeitos (velocidade de corte, avanço e classes da ferramenta) sobre as tensões residuais.



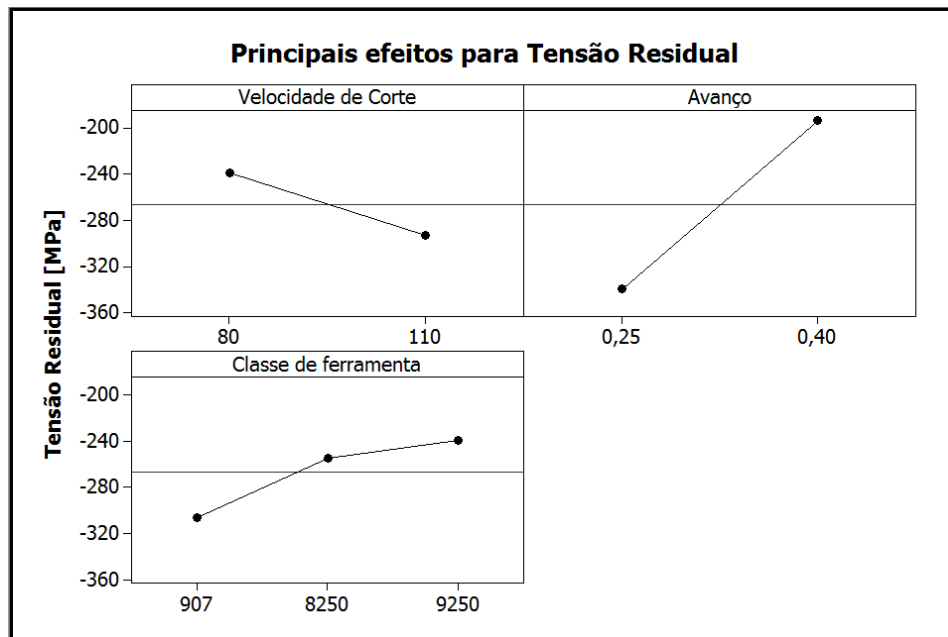
**Figura 4.20 Principais efeitos da Vc, f e classe da ferramenta sobre a tensão residual induzida na peça usinada com ferramentas no início da vida.**

A figura 4.20 mostra que a variação da velocidade de corte não exerce efeito sobre a tensão residual induzida na peça. A inclinação da reta mostrada no avanço indica que houve uma influência significativa deste efeito, sendo menores valores de tensão residual de tração no avanço de 0,25 mm/rev.

Ainda sobre a figura 4.20 observa-se que no material usinado pelas ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN (IC9250) e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN (IC8250) depositadas pelo processo CVD ocorreram menores tensões trativas no início de vida da ferramenta comparada com o material usinado com ferramenta revestida com TiAlN (IC907) depositada pelo processo PVD. Essa variação pode indicar uma possível relação entre a geometria do raio de aresta com a tensão residual, pois segundo Machado et. al. (2009), o raio de aresta é maior no processo de deposição CVD que no processo PVD. Confrontando com as afirmações de Hua et. al. (2006) sobre a influência da geometria da ferramenta na tensão residual, indica que quanto maior o contato da

ferramenta-peça, maiores as tensões compressivas (menos trativa) devido aos efeitos do esforço mecânico prevalecer sobre a variação térmica.

A figura 4.21 mostra efeitos semelhantes aos observados na figura 4.20 com exceção do revestimento das ferramentas.

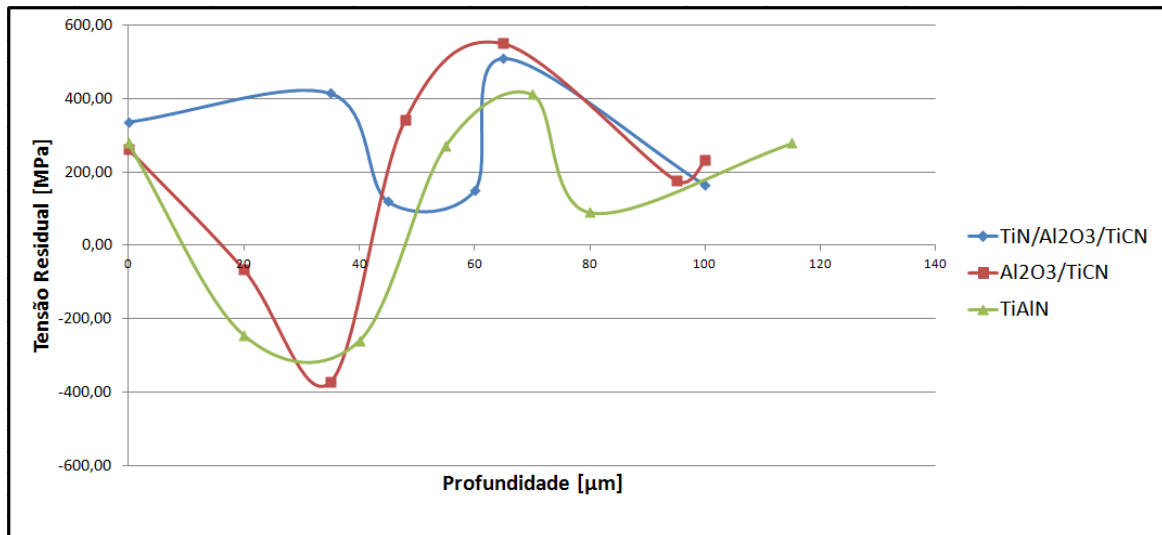


**Figura 4.21 Principais efeitos da Vc, f e classe da ferramenta sobre a tensão residual induzida na peça usinada com ferramentas no fim da vida.**

De acordo com a figura 4.21, na comparação da usinagem utilizando as ferramentas revestidas com  $Al_2O_3/TiCN$  (IC8250) e  $TiN/Al_2O_3/TiCN$  (IC9250) não apresentaram mudanças significativas de tensão residual na peça. Na usinagem utilizando a ferramenta revestida com  $TiAlN$  (IC907) induziu tensões mais compressivas por conta das alterações da geometria da ferramenta promovidas pela adesão do material da peça usinada e o mecanismo de desgaste envolvido contribuindo para o aumento do contato ferramenta-peça que por sua vez, fez com que os esforços mecânicos predominassem sobre a variação térmica.

#### 4.5 Tensão residual em subcamadas

As figuras 4.22 e 4.23 mostram as tensões residuais em subcamadas induzidas na peça pelas ferramentas no início da vida ( $VB_B = 0$ ).



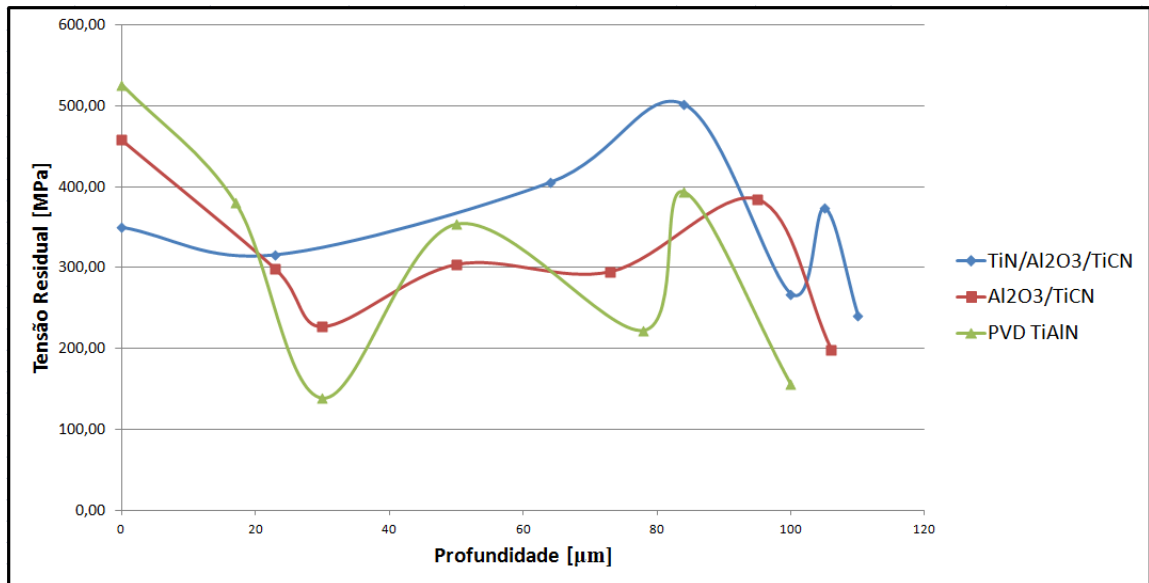
**Figura 4.22 Tensão x profundidade para  $V_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev induzidas na peça usinada pelas ferramentas no início da vida.**

Na figura 4.22 observa-se que no material usinado pelas três ferramentas testadas apresentaram maiores valores de tensão residual de tração entre as profundidades de 60 a 80  $\mu\text{m}$ .

Apesar das tensões residuais superficiais induzidas pelas ferramentas testadas não apresentarem comportamentos diferentes entre elas na  $v_c = 80$  m/min no  $f = 0,25$  mm/rev nota que na figura 4.22 na usinagem com as ferramentas revestidas com Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e TiAlN apresentaram maiores tensões residuais de compressão nas profundidades de 20 a 40  $\mu\text{m}$ , diferentemente do ocorrido no material usinado pela ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN que não apresentou tensões residuais compressivas até a profundidades de 100  $\mu\text{m}$ . Este comportamento pode estar atrelado à eficiência do contato direto da barreira térmica pelo

revestimento  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nas ferramentas com  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  e  $\text{TiAlN}$  que reduziu a quantidade de calor transmitida à peça.

As curvas de tensão residual contra profundidade na usinagem com ferramentas revestidas com  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  e  $\text{TiAlN}$  apresentam comportamentos semelhantes.



**Figura 4.23 Tensão x profundidade para  $v_c = 80 \text{ m/min}$  e  $f = 0,4 \text{ mm/rev}$  induzidas na peça usinada pelas ferramentas no início da vida.**

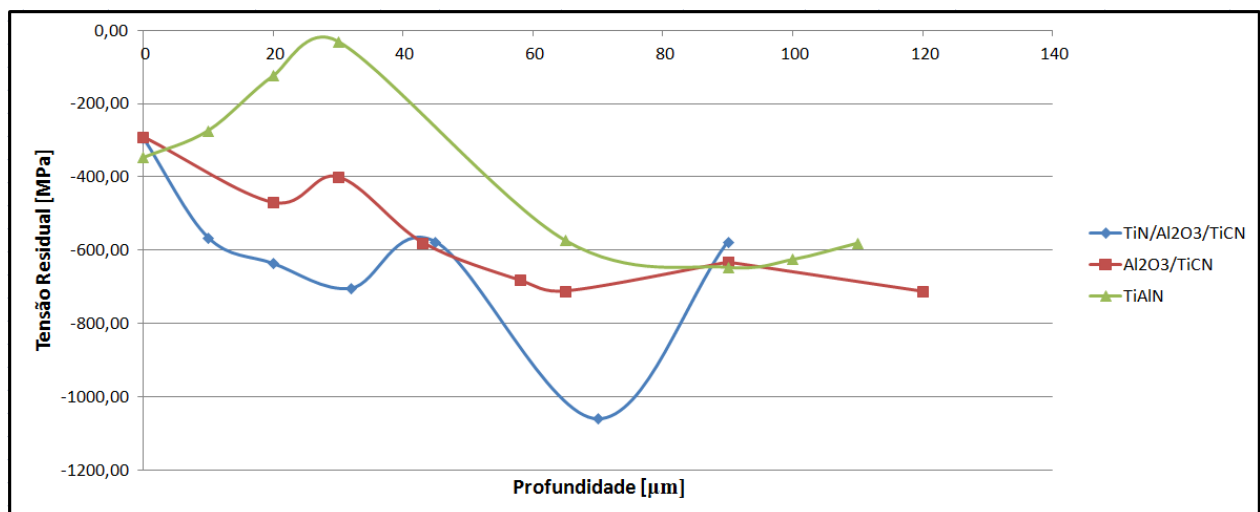
A figura 4.23 mostra que na usinagem utilizando a ferramenta revestida com  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  houve pouca variação de tensão residual entre as profundidades de 20 a 80  $\mu\text{m}$ .

Na usinagem com as três ferramentas testadas vê-se que induziram na peça maiores valores de tensão residual de tração entre as profundidades de 80 a 100  $\mu\text{m}$ , nesta profundidade a ferramenta revestida com  $\text{TiN}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  induziu maior valor de tensão residual entre as demais ferramentas.

Na figura 4.23 nota-se que apesar da tensão residual superficial induzida na peça pela ferramenta revestida com  $\text{TiN}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  ser menor em comparação com as ferramentas revestidas com  $\text{TiAlN}$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$ , entre as profundidades de 20 a 40  $\mu\text{m}$  a ferramenta revestida com  $\text{TiAlN}$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  foram mais compressivas.

A figura 4.24 mostra que no material usinado pelas as ferramentas revestidas com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN apresentaram maiores tensão residual de compressão entre as profundidades de 60 a 80 μm e no material usinado pela ferramenta revestidas com TiAlN apresentou maior tensão residual de compressão entre as profundidades de 80 a 100 μm .

Apesar das tensões residuais superficiais induzidas pelas ferramentas testadas não apresentarem comportamentos diferentes entre elas na  $v_c = 80$  m/min no  $f = 0,25$  nota-se que na figura 4.24 na usinagem com as ferramentas revestidas com TiAlN induziu menor tensão residual de compressão nas profundidades de 20 a 40 μm seguido pelas ferramentas revestidas com Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN.



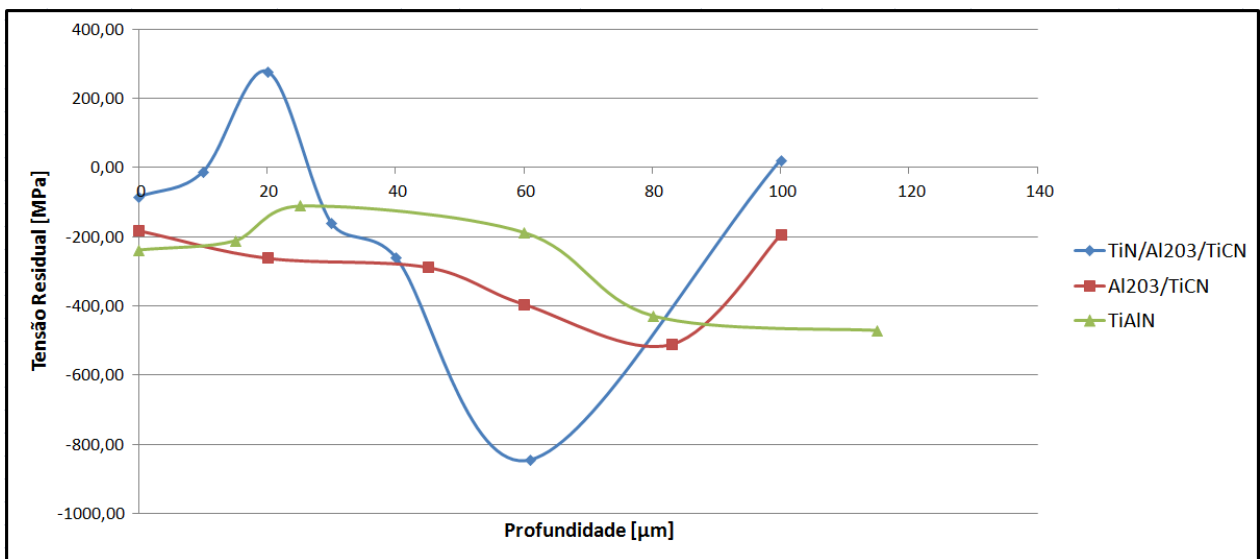
**Figura 4.24 Tensão x profundidade para  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,25$  mm/rev induzidas na peça usinada pelas ferramentas no fim da vida.**

Como as tensões residuais são autoequilibrantes, as medições das tensões residuais em subcamadas mostraram picos de tensões residuais trativas, próximas ou distante a superfície que apresentou tensões residuais compressivas dependendo das condições de usinagem. Embora que as tensões residuais sejam mais críticas na superfície, mas em caso em que as tensões residuais superficiais são semelhantes como mostrado nas figuras 4.22 e 4.24 as tensões residuais trativas em subcamadas próxima a superfície podem implicar na fadiga do material.

A figura 4.25 mostra que entre as profundidades de 20 a 40  $\mu\text{m}$  o material usinado pelas ferramentas revestidas com  $\text{TiN}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  e  $\text{TiAlN}$  apresentaram menores tensões residuais compressivas.

Entre as profundidades de 20 a 60  $\mu\text{m}$  mostrado na figura 4.25 não apresentou mudanças significativas na tensão residual na usinagem utilizando as ferramentas revestidas com  $\text{TiAlN}$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$ .

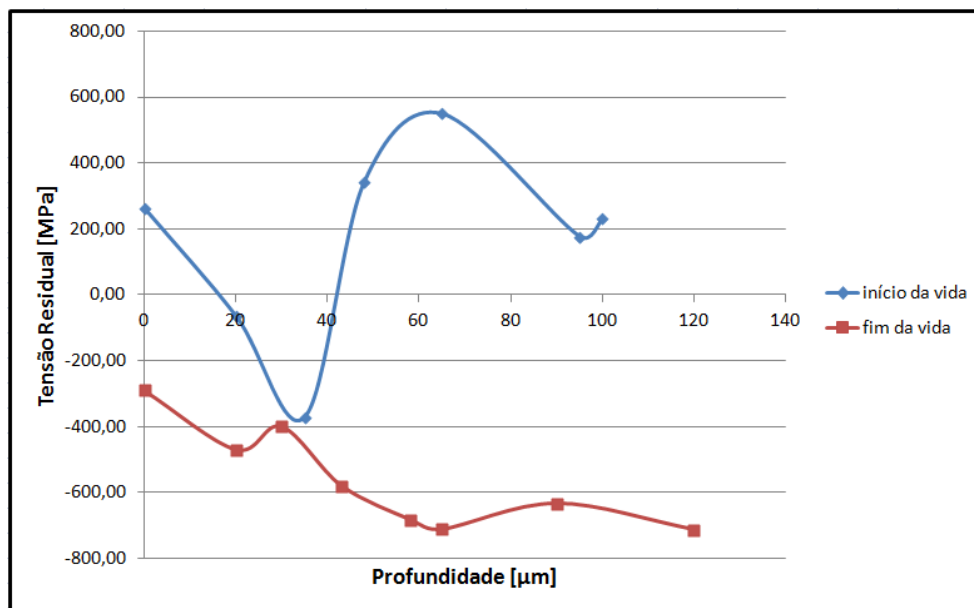
A figura 4.25 também mostra que no material usinado pelas as ferramentas revestidas com  $\text{TiAlN}$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  apresentaram maiores tensão residual de compressão entre as profundidades de 80 a 100  $\mu\text{m}$  e no material usinado pela ferramenta revestidas com  $\text{TiN}/\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  apresentou maior tensão residual de compressão entre as profundidades de 60 a 80  $\mu\text{m}$ .



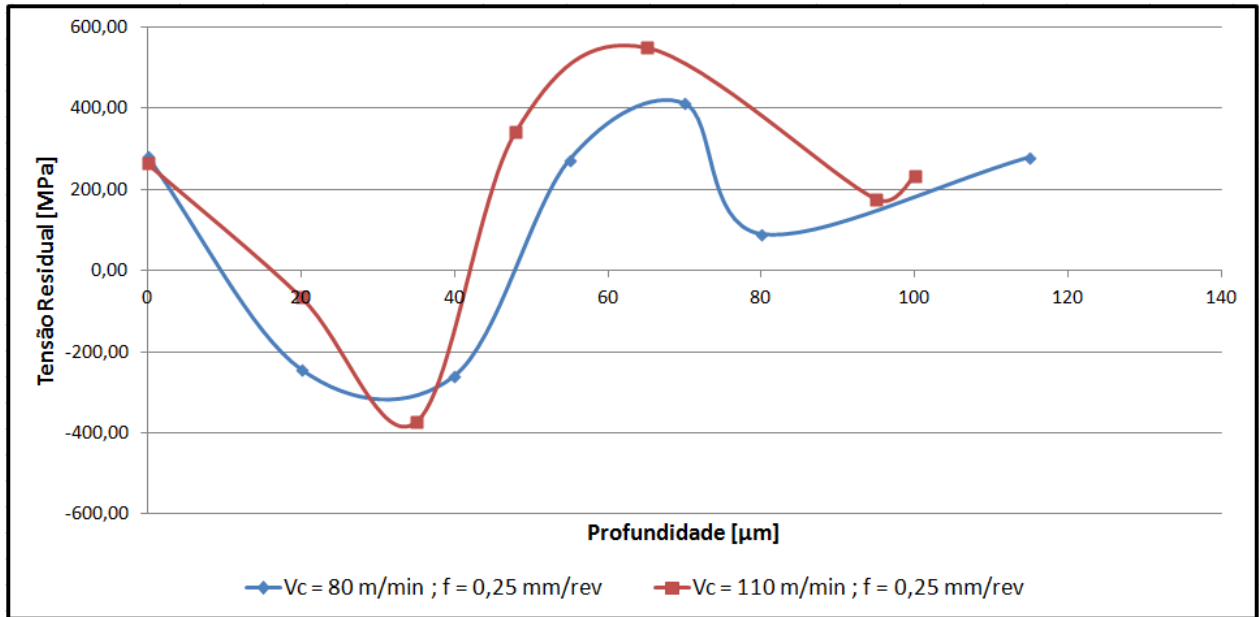
**Figura 4.25 Tensão x profundidade para  $V_c = 80 \text{ m/min}$  e  $f = 0,4 \text{ mm/rev}$  induzidas na peça usinada pelas ferramentas no fim da vida.**

A figura 4.26 mostra as tensões residuais em subcamadas até a profundidade de aproximadamente 100  $\mu\text{m}$ . Como já citado anteriormente, na usinagem com as ferramentas no início de vida da ferramenta induziram tensões trativas na peça e no fim da vida da ferramenta induziram tensões compressivas na peça.

Em comparação com as tensões residuais induzidas pelas ferramentas no início da vida e no fim de vida, a figura 4.26 mostra que os picos de tensões residuais apesar da diferença intensidade ocorreram na mesma profundidade.



**Figura 4.26** Relação das tensões residuais em subcamadas induzidas na peça usinada pela ferramenta revestida com  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$  na  $v_c = 80 \text{ m/min}$  e  $f = 0,25 \text{ mm/rev}$ .



**Figura 4.27** Comparação das tensões residuais em subcamadas induzidas na peça usinada pela ferramenta revestida com TiAlN entre as velocidades de corte.

Como mostrado na figura 4.27 às tensões residuais superficiais no material usinado são iguais para diferentes velocidades de corte. Mas ao analisar as subcamadas nota-se que ocorrem tensões residuais maiores nos picos de compressivos e trativos para a velocidade de corte de 110 m/min. Um resultado similar foi publicado por Sharman et. al. (2006), que analisou as tensões residuais induzidas na usinagem do inconel 718<sup>TM</sup>.



## 4.6 Rugosidade

As figuras 4.28 e 4.29 mostram os gráficos extraídos no software Minitab através de análises fatoriais dos principais efeitos (velocidade de corte, avanço e classes da ferramenta) sobre as rugosidades médias (Ra) e rugosidades máximas (Ry).

As figuras 4.28a e 4.28b, mostram que os efeitos dos parâmetros de corte foram os mesmos para as duas rugosidades de modo que as análises feitas valem para as duas rugosidades medidas.

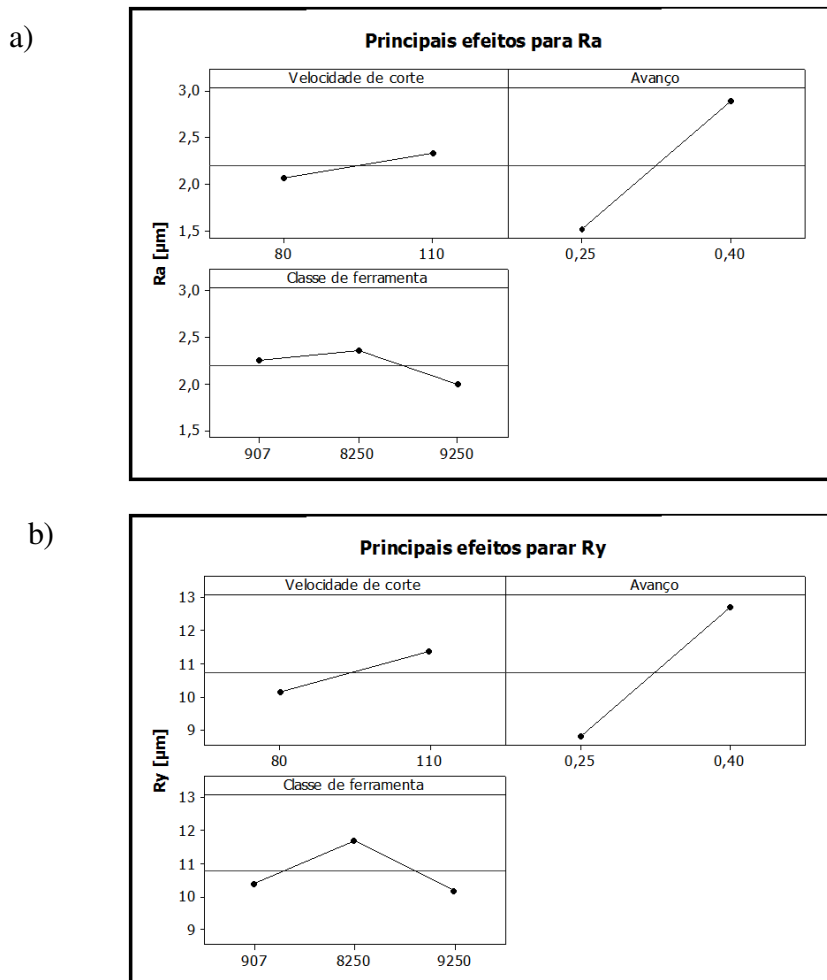


Figura 4.18 Principais efeitos da Vc, f e classe da ferramenta sobre Ra e Ry utilizando ferramentas no início da vida.

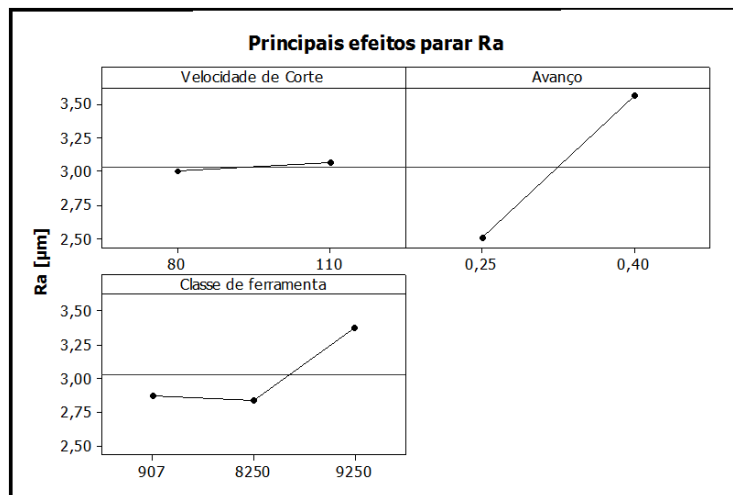
Pela inclinação das retas das figuras 4.28a e 4.28b, observa-se o avanço exerceu maior influência na variação da rugosidade entre as demais condições, para avanço de 0,25 mm/rev apresentou menores rugosidades comparado ao avanço 0,4 mm/rev. A variação das velocidades de corte também influenciou na alteração da rugosidade em uma menor proporção, sendo maiores rugosidades para  $v_c = 110$  m/min comparada a  $v_c = 80$  m/min.

A figura 4.28 mostra que a usinagem com as ferramentas revestidas com TiAlN (IC907) e  $Al_2O_3/TiCN$  (IC8250) não apresentou variação significativa na rugosidade da peça. Porém o material usinado com a ferramenta revestida com  $TiN/Al_2O_3/TiCN$  (IC9250) apresentou menores rugosidades comparadas à usinagem com as outras ferramentas estudadas, por ser uma ferramenta com maior número de camadas, menor coeficiente de atrito associado a baixa condutividade térmica. Pois de acordo com Nalbant (2009), quanto menor o coeficiente de atrito e a condutividade térmica da ferramenta, menor será a rugosidade média obtida no material usinado.

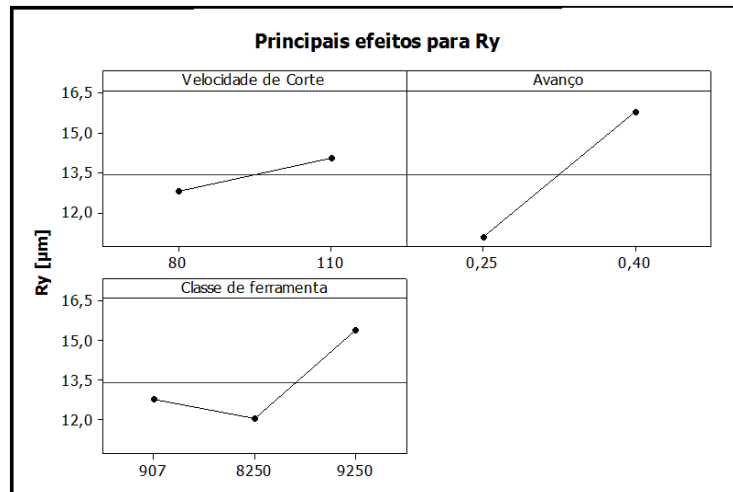
Embora as figura 4.29a e 4.29b mostrem alteração na inclinação da velocidade de corte os valores não apresentam uma mudança significativa na avaliação do efeito sobre a rugosidade, desta forma as análises feitas valem para as duas rugosidades medidas.

A figura 4.29 mostra os principais efeitos da usinagem sobre a rugosidade utilizando ferramentas no fim da vida, sendo o avanço a condição de maior influência na variação da rugosidade entre as demais. No caso o avanço de 0,25 mm/rev apresentaram menores rugosidades comparado ao avanço de 0,4 mm/rev. A variação das velocidades de corte apresentado na figura 4.29 não exerceu influência significativa na rugosidade.

a)



b)



**Figura 4.29 Principais efeitos da Vc, f e classe da ferramenta sobre Ra e Ry utilizando ferramentas no fim da vida.**

A figura 4.29 mostra que a usinagem com as ferramentas revestidas com TiAlN (IC907) e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN (IC8250) não apresentou variação significativa na rugosidade da peça. Porém a material usinado com a ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN (IC9250) apresentou maiores rugosidades comparadas a usinagem com as outras ferramentas estudadas que possivelmente foi motivada pelo mecanismo de desgaste da ferramenta.

## 5 CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Finalizados todos os testes laboratoriais e análises dos resultados obtidos, alguns aspectos sobre os experimentos de avaliação dos parâmetros de corte relacionado com o desgaste das ferramentas, tensão residual e rugosidade no processo de torneamento do aço inoxidável superduplex podem ser observados:

- Dos parâmetros analisados, a condição de  $v_c = 80$  m/min e  $f = 0,4$  mm/rev foi a que mais se destacou dentre todas as classes testadas em termos de produtividade (melhor vida em tempo e maior volume de material removido);
- Das condições testadas a ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN (IC9250) apresentou melhores resultados em termos de vida da ferramenta comparada com as ferramentas revestidas com TiAlN (IC907) e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN (IC8250);
- O mecanismo de desgaste predominante foi o entalhe provocado pelo martelamento da rebarba na profundidade de corte que propiciou a extrusão do material aderido causando adesão/*attrition*.
- A formação da rebarba durante a usinagem gerou choques mecânicos na ferramenta que provocou o desgaste por entalhe fazendo com que o avanço exercesse maior influência no desgaste da ferramenta de corte;
- O desgaste da ferramenta exerceu influência sobre a variação das tensões residuais na peça. Durante os ensaios com ferramentas no início da vida ( $VB_B = 0$ ) as medidas das tensões residuais foram de tração enquanto que nas ferramentas no fim da vida ( $VB_B \geq 0,3$ ) as medidas das tensões foram de compressão devido aos esforços mecânicos da peça sobre a ferramenta, ocasionado pelo desgaste de flanco e ou adesão do material;

- O avanço foi o parâmetro de maior influência sobre as tensões residuais na peça. Quanto menor o avanço menor o valor de tensão residual induzida na peça;
- A análise fatorial das tensões residuais no início da ferramenta mostra que na usinagem utilizando as ferramentas revestidas pelo processo CVD (TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN) induziram tensões menos trativas comparado a ferramenta revestida pelo processo PVD (TiAlN), que pode estar relacionado com o arredondamento da aresta do processo de deposição;
- O avanço foi o parâmetro que exerceu maior influência na variação da rugosidade no material usinado seguido pela classe da ferramenta e a velocidade de corte. Com o aumento do avanço de 0,25 mm/rev para 0,4 mm/rev aumentou a rugosidade no material usinado com ferramentas ( $VB_B = 0$  e  $VB_B \geq 0,3$ );
- A ferramenta no início de vida, revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN induziu menor rugosidade no material usinado comparado com as ferramentas testadas que pode estar relacionado com o baixo coeficiente de atrito, baixa condutividade térmica e o maior número de camadas;
- A diferença da rugosidade no material usinado com ferramentas ( $VB_B = 0$  e  $VB_B \geq 0,3$ ) está associada ao desgaste da ferramenta com adesão do material fazendo com que a geometria da ferramenta se modifique alterando a regularidade da rugosidade;
- Pela análise fatorial, concluiu que para se ter menores valores de rugosidade e maiores valores de tensão residual de compressão no torneamento do aço inoxidável superduplex os parâmetros mais indicados dentre os estudados seriam: menor velocidade de corte e menor avanço.

- Dentre as ferramentas testadas, a ferramenta revestida com TiN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiCN se destacou por apresentar maior vida e menores efeitos danosos a integridade superficial da peça.

Como sugestões para trabalhos futuros, os seguintes pontos poderão ser abordados:

- Estender o estudo para outros processos de usinagem como, por exemplo: retificação, fresamento e furação.
- Refazer o estudo utilizando os mesmo parâmetros, mas alterando o processo de lubrificação.
- Estudar a utilização de diferentes geometrias da ferramenta a fim de obter maior vida da ferramenta.
- Monitorar a evolução da tensão residual, com o desgaste e a rugosidade para compreender melhor a correlação entre eles.
- Estudar os efeitos da tensão residual trativa na superfície e em subcamadas na fadiga do material usinado.

## Referências

AB SANDVIK COROMANT, **Modern Metal Cutting – a practical handbook**. Sweden, ISBN 91-972299-0-3, 2004.

AB SANDVIK COROMANT, Esqueça a alegação de que o aço inoxidável é difícil de usar. **O Mundo da Usinagem**, v. 1, p. 19-26, 2001.

AK STEEL CORPORATION, **Product Data Bulletin – Stainless steel**, 2011, <www.aksteel.com> Acessado em Jul. 2011.

ASM – American Society of Metals. **Metals Handbook**, 10<sup>a</sup> ed., v. 16 - Machining, 1995.

ASTAKHOV, V. P. **Tribology of Metal Cutting**. Publisher:Elsevier Science, 392p., 2007.

ÅSTRAND, M.; et. al. PVD-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-coated cemented carbide cutting tools. **Surface and Coatings Technology**, v. 188-189, p. 186-192, 2004.

BATISTA, S. R. de F. **Resistência à corrosão de aços inoxidáveis duplex fundidos, em ambientes contendo íons cloretos e CO<sub>2</sub>**. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2002.

BARBOSA, C. Consumo de inox pode crescer em 2010 – Gás e Petróleo. **Núcleo inox**, v. 35, p. 13, 2010.

BARBOSA, L. M.; SANTOS, F. M. F. Influência da geometria de corte na rebarba do aço ABNT 1008. **Máquinas e Metais**, v 47 (538), p 122 – 131, 2010.

BELEJCHAK, P. Machining stainless steel. **Advanced Materials & Processes**, v. 152, n. 6, p. 23-25, Dez. 1997. Apud MARQUES D. C. **Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni**. 95p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.



BERTONCELLO, R.; et. al. TiN, TiC and Ti(C,N) film characterization and its relationship to tribological behaviour. **Surface and Interface Analysis**, v. 18, n. 7, p. 525-531, 1992.

BIERMANN, D.; HEILMANN, M. Burr Minimization Strategies in Machining Operations. In: AURICH, J. C.; DORNFELD, D. **Burr – Analysis, control and removal**. 2. ed. Germany: Springer, p. 13-20, 2010.

BORDINASSI, E. C. **Contribuição ao estudo da integridade superficial de um aço inoxidável super-duplex após usinagem**. 221p., Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica da USP, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

BOSSERT, M. Machining Stainless alloy. **Advanced Materials & Processes**, v. 148, n. 1, p. 43-44, Jul 1995. Apud MARQUES D. C. **Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni**. 95p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

BOUZAKIS, K. D.; et. al. Wear development of cemented carbide inserts coated with mono and multilayer PVD films, considering their strength properties, adhesion and the cutting loads. **Surface and Coatings Technology**, v.201, p. 4395-4400, 2006.

BRAHAM, C.; et. al. Effect of machining Conditions on Residual Stress Corrosion Cracking of 317L SS. **Materials Science Forum**, v. 490-491, p. 305-310, 2005.

BRINKSMEIER, E. et. al. Residual stresses – Measurement and causes in machining processes. **Annals of the CIRP**, v. 31, p. 491-510, 1982.

BROMARK M.; et. al. Wear of PVD Ti/TiN multilayer coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 90, p. 217-223, 1997.

BULL, S.J.; BHAT, D.G.; STAIA, M.H. Properties and performance of commercial TiCN coatings. Part 2: tribological performance. **Surface and Coatings Technology**, v. 163-164, p. 507-514, 2003.

CAHILL, D.G.; LEE, S. M.; SELINDER, T.I. Thermal conductivity of  $\kappa$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> wear-resistant coatings. **Journal of Applied Physics**, v. 83, n. 11, p. 5783-5786, 1998.

CAPELLO, E.; DAVOLI, P.; BASSANINI, G.; BISI, A. Residual stresses and surface roughness in turning. **Transactions of the ASME**, v. 121, p. 346-351, 1999.

CAPELLO, E. Residual stresses in turning Part I: Influence of process parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 160, p. 221-228, 2005.

CHARLES, J.; FARIA, R. A. Aços inoxidáveis duplex e aplicações em óleo e gás: Uma revisão incluindo a nova oferta da arcelormittal. In: IX SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL, 8., 2008, São Paulo. **Anais eletrônicos do seminário brasileiro inox 2008**. São Paulo: ABINOX, 2008. Disponível em: <[http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/downloads/inox08/pg\\_247-254.pdf](http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/downloads/inox08/pg_247-254.pdf)> Acesso em: Maio 2012.

CHENG, Y.H.; BROWNE, T.; HECKERMAN, B. TiCN coatings deposited by large area filtered arc deposition technique. **Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films**, v. 28, n. 3, p. 431-437, 2010.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica – Processos de Fabricação e Tratamento**. v. 3., São Paulo: Ed. McGraw-Hill, 1986.

CHUNG-CHEN, T.; HONG, H. Comparison of the tool life of tungsten carbides coated by multi-layer TiCN and TiAlCN for end mills using the Taguchi method. **Journal of Materials Processing Technology**, v.123, n1, p. 1-4. 2002.

CONNELLY, R.; PATTANAIK, A.K.; SARIN, V.K. Development of moderate temperature CVD Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 23, n. 4-6, p. 317-321, 2005.

CSELLE, T.; BARIMANI, A. Today's applications and future developments of coatings for drills and rotating cutting tools. **Surface and Coatings Technology**, v. 76-77, p. 712-718, 1995.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. São Paulo: Artliber, 5 ed., 2006.

DUCROS, C.; SANCHETTE, F. Multilayered and nanolayered hard nitride thin films deposited by cathodic arc evaporation. Part 2: Mechanical properties and cutting performances. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 3-4, p. 1045-1052, 2006.

EI-AXIR, M. H. A method of modeling residual stress distribution in turning for different materials. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 41, p. 1055-1063, 2002.

EXNER, H. E. Physical and chemical nature of cemented carbides. **International Metals Review**, v. 24, n. 4, p. 149-173, 1979. Apud OLIVEIRA, A. J. **Análise do desgaste de ferramentas no fresamento com alta velocidade de aços endurecidos**. 205p., Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

FALLQVIST, M.; OLSSON, M.; RUPPI, S. Abrasive wear of multilayer  $\kappa$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Ti(C,N) CVD coatings on cemented carbide. **Wear**, v. 263, n. 1-6, p. 74-80, 2007.

FARIAS, A. de **Análise da tensão residual e integridade superficial no processo de torneamento em material endurecido do aço ABNT 8620 cementado**. 191 p., Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecatrônica) – Escola Politécnica da USP, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

FIELD, M.; KAHLES, J. F. A Review of Measuring Methods for Surface Integrity. **Annals of the CIRP**, v. 21, p. 219-238, 1972. Apud FARIAS, A. de **Análise da tensão residual e integridade superficial no processo de torneamento em material endurecido do aço ABNT 8620 cementado**. 191 p., Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecatrônica) – Escola Politécnica da USP, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

GENNARI, Jr. W.; MACHADO, A. R. Melhorias na usinabilidade dos aços inoxidáveis. **Máquinas e Metais**, n. 404, p. 84-98, Set. 1999.

GILLE, G.; et. al. Submicron and ultrafine grained hardmetals for microdrills and metal cutting inserts. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 20, n. 1, p. 3-22, 2002.

GRIFFITHS, B. **Manufacturing Surface Technology**. London: Penton Press, p. 233, 2001.

GRZESIK, W. Friction behaviour of heat isolating coatings in machining: mechanical, thermal and energy-based considerations. **International Journal of Machine Tools & Manufature**, v. 43, p. 145-150, 2003.

GUIMARÃES, L. R. **Estudo dos parâmetros experimentais envolvidos na determinação de macrotensões residuais, em tubos de aço inoxidável, pelo método da difração de raio-X.** 81p., Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1990.

GUNNBERG, F; ESCURSELL, M.; JACOBSON, M. The influence of cutting parameters on residual stresses and surface topography during hard turning of 18MnCr5 Case Carburized steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 174, p. 82-90. 2006.

HEDENQVIST, P.; JACOBSON, S.; HOGMARK, S. Tribological Laboratory Evaluation Of Thin Hard Coatings. **Surface And Coating Technology**, v. 97, p. 656-660, 1997.

HUA, J.; UMBRELLO, D.; SHIVPURI, R. Investigation o cutting conditions and cutting edge preparations for enhanced compressive subsurface residual stress in the hard turning of bearing steel. **Journal of Materials Procesing Technology**, v. 171, p. 180-187, 2006.

HOLLECK, H.; SCHIER, V. Multilayer PVD coatings for wear protection. **Surface and Coatings Technology**, v. 76-77, p. 328-336, 1995.

HSIEH, J.H.; et. al. Deposition and characterization of TiAlN and multi-layered TiN/TiAlN coatings using unbalanced magnetron sputtering. **Surface and Coatings Technology**, v. 108–109, p. 132–137, 1998.

JANG, D. Y.; WATKINS, T. R.; KOZACZEK, K. J.; HUBBAR, C. R. ; CAVIN, O. B. Surface residual stresses in machined austenitic stainless steel. **Wear**, v.194, p. 168-173, 1996.

JAVIDI, A.; RIEGER, U.; EICHLSEDER, W. The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 2050-2055, 2008.

JAWAID, A.; KOKSAL, S.; SHARIF, S. Cutting performance and wear characteristics of PVD coated and uncoated carbide tools in face milling Inconel 718 aerospace alloy, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 116, n. 1, p. 2-9, Out. 2001.

JOHANSSON, J.; ODÉN, M.; ZENG, X. H. Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading. **Acta Metallurgica Inc.**, v. 9, p. 2669-2684, 1999.

JIANG, L; et. al. Comparison of grindability of HIPped austenitic 316L, duplex 2205 and super duplex 2507 and as-cast 304 stainless steels using alumina wheels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 62, p. 1-9, 1996.

JIANG, W; et. al. A cBN-TiN composite coating for carbide inserts: Coating characterization and its applications for finish hard turning. **Surface & Coatings Technology**, v. 201, p. 2443–2449, 2006.

JINDAL, P.C.; et. al. Performance of PVD TiN, TiCN, and TiAlN coated cemented carbide tools in turning. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 17, p. 163-170, 1999.

KLOCKE, F., KRIEG, T. Coated tools for metal cutting – features and applications. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 48, n. 2, p. 515-525, 1999.

LIMA, N. B. **Influência da textura em medidas de tensão residual**. 105 p., Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1991.

MACHADO, A. R.; et. al. **Teoria da Usinagem dos Materiais**, São Paulo: Editora Blucher, 384p., 2009.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço SAF 2205**. Tese (Doutorado em Eng. Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da USP, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

MARQUES D. C. **Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni.** 95p., Dissertação (Mestrado em Eng. Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

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**, v. 9, p. 20-28, 2004.

MATSUMOTO, Y.; HASHIMOTO, F.; LAHOTI G. Surface integrity generated by precision hard turning. **Annals of the CIRP**, v. 48, p. 59-62, 1999.

MAYRHOFER, P.H.; et. al. Microstructural design of hard coatings. **Progress in Materials Science**, v. 51, p. 1032-1114, 2006.

MCCABE M., New Hard/Lubricant PVD Coating Opens Exciting Machining. **Possibilities In: Proc. of 3rd International Machining & Grinding Conference**, Cincinnati, 1999. p.711–724. Apud NEVES, D. **Influência da texturização laser na vida de ferramentas de torneamento revestidas por CVD e PVD.** 194p., Tese (Doutorado em Eng. Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2011.

MONICI, R. D. **Análise da mínima quantidade de refrigeração e da refrigeração convencional no processo de retificação em aços endurecidos.** 171p., Dissertação (Mestrado em Eng. Mecânica) - UNESP, Bauru, 2003.

NALBANT, M; et. al. The experimental investigation of the effects of uncoated, PVD- and CVD-coated cemented carbide inserts and cutting parameters on surface roughness in CNC turning and its prediction using artificial neural networks. **Robotics and Computer-Integrated Manufacturing**, v. 25, p. 211-223, 2009.

NARASIMHAN, K.; BOPANA, S.P.; BHAT, D.G. Development of a graded TiCN coating for cemented carbide cutting tools-a design approach. **Wear**, v. 188, p. 123-129, 1995.

NEVES, D. **Influência da texturização laser na vida de ferramentas de torneamento revestidas por CVD e PVD.** 194p., Tese (Doutorado em Eng. Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2011.

NILSSON, J. O. Superduplex stainless steel “overview”. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 685-700, 1992.

NÚCLEO INOX, Biblioteca – Artigos Técnicos – **Tipos de aços inoxidáveis**. 2011, [www.nucleoinox.org.br](http://www.nucleoinox.org.br). Acessado em julho de 2011.

OLIVEIRA, A. J. **Análise do desgaste de ferramentas no fresamento com alta velocidade de aços endurecidos**. 205p., Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

OLVERA, O.; BARROW, G. An experimental study of burr formation in square shoulder face milling. **Int. J. Mach. Tools Manufact.**, v. 36, p. 1005-1020, 1996.

OUTEIRO, J. C.; et. al. Analysis of residual stresses induced by dry turning of difficult-to-machine materials. **Annals of the CIRP – Manufacturing Technology**, v. 57, p. 77-80, 2008.

PANOSSIAN, Z. **Corrosão e proteção em equipamentos e estruturas metálicas “manual”**. São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 1993.

PARO, J.; HÄNNINEN, H.; KAUPPINEN, V. Tool wear and machinability of HIPed P/M and convencional cast duplex stainless steels. **Wear**, v. 249, p. 279-284, 2001.

PARO, J.; et. al. Tool wear and machinability of X5 CrMnN18 stainless steels. **Journal Materials Processing Technology**, v. 119, p. 14-20, 2001.

PRENGEL, H.G.; et. al. Advanced PVD-TiAlN coatings on carbide and cermet cutting tools. **Surface and Coatings Technology**, v. 94-95, p. 597-602, 1997.

PREVÈY, P.S. Current applications of X-ray diffraction residual stress measurements. **ASTM International, Materials Park**, p. 103-110, 1996.

RICHTER, V., et. al. Characterisation and wear behaviour of TiN- and TiC<sub>x</sub>N<sub>1-x</sub> -coated cermets. **Materials Science and Engineering A**, v. 209, p. 353-357, 1996.

RIGAKU, General XRD Products – Stress analyzers – **MSF/PSF-3M**. 2011, [www.rigaku.com.cn/xrd/pspc-msf.asp](http://www.rigaku.com.cn/xrd/pspc-msf.asp). Acessado em julho de 2011.

SANTHANAM, A. T.; TIERNEY, P.; HUNT, J. L. Cemented Carbides. In: **Metals Handbook**, 10 ed., v. 2 - Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Materials Park, ASM International, p. 950-977, 1990.

SCHÜTZE, A.; QUINTO, D.T. Pulsed plasma-assisted PVD sputter-deposited alumina thin films. **Surface and Coatings Technology**, v. 162, n. 2-3, p. 174-182, 2003.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steel**. 2ed, New York: John Wiley & Sons, 1996.

SENATORE, M.; et. al. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Revista Esc. Minas**, v. 60, n. 1, Ouro Preto, jan./mar. 2007.

SHAW, M. C. **Metal cutting principles**. 2. ed., New York: Oxford series on advanced manufacturing, 2005.

SHARMAN, A. R. C.; et. al. An analysis of the residual stresses generated in Inconel 718<sup>TM</sup> when turning. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 173, p. 359-367, 2006.

SCHNEIDER, J.M.; et. al. Crystalline alumina deposited at low temperatures by ionized magnetron sputtering. **Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films**, v. 15, n. 3, p. 1084-1088, 1997a. Apud NEVES, D. **Influência da texturização laser na vida de ferramentas de torneamento revestidas por CVD e PVD**. 194p., Tese (Doutorado em Eng. Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2011.

SCHNEIDER, J.M.; SPROUL, W.D.; MATTHEWS, A. Phase formation and mechanical properties of alumina coatings prepared at substrate temperatures less than 500°C by ionized and conventional sputtering. **Surface and Coatings Technology**, v. 94-95, p. 179-183, 1997b. Apud NEVES, D. **Influência da texturização laser na vida de ferramentas de torneamento revestidas por CVD e PVD**. 194p., Tese (Doutorado em Eng. Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2011.



STUEBER, M.; et. al. Concepts for the design of advanced nanoscale PVD multilayer protective thin films. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 483, n. 1-2, p. 321-333, 2009.

SU, Y.L.; et. al. Analyses and design of a WC milling cutter with TiCN coating. **Wear**, v. 21, p. 59-66, 1998.

SU, Y.L.; et. al. Comparison of tribological behavior of three films - TiN, TiCN and CrN - Grown by physical vapor deposition. **Wear**, v. 213, n. 1-2, p. 165-174, 1997.

SU, Y.L.; et. al. Design and performance analysis of TiCN-coated cemented carbide milling cutters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 87, p. 82-89, 1999.

TABERSKY, R.; VAN DEN BERG, H.; KÖNIG, U. Plasma chemical vapour deposition of aluminium oxide on hardmetals. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 14, n. 1-3, p. 79-84, 1996.

TANG, Z. T.; et. al. The influence of tool flank wear on residual stresses induced by milling aluminum alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 4502-4508, 2009.

TESSLER, M. B.; BARBOSA, C. A. A usinabilidade dos aços inoxidáveis. **Metalurgia & Materiais**. v. 49, n. 413, p. 32-41, 1993.

THEREZANI, D. F. **Avaliação de diferentes ferramentas no torneamento da liga Inconel 713C**. 92p., Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

TRENT, E. M., WRIGHT, P. K., **Metal Cutting**. 4.ed. Boston: Butterworth Heinemann, 446 p., 2000.

TÖNSHOFF, H.K.; et. al. Wear mechanisms of (Ti<sub>1-X</sub>,Al<sub>x</sub>)N coatings in dry drilling. **Surface And Coatings Technology**, v. 94-95, p. 603-609, 1997.

TÖNSHOFF, K.; et. al. Performance of oxygen-rich TiALON coatings in dry cutting applications. **Surface and Coatings Technology**, v. 108-109, p. 535-542, 1998.

UPADHYAYA, G.S. Cemented Tungsten Carbides: Production, **Properties and Testing**. William Andrew Publishing/Noyes, 1998, 420p. Apud OLIVEIRA, A. J. **Análise do desgaste de ferramentas no fresamento com alta velocidade de aços endurecidos**. 205p., Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

WIKLUND, U.; HEDENQVIST, P.; HOGMARK, S. Multilayer cracking resistance in bending. **Surface and Coatings Technology**, v. 97, n.1-3, p.773-778, 1997.

YA. M.; XING, Y.; DAÍ, F; LU, K.; LU, J. Study o residual stress in surface nanostructured AISI 316L stainless steel. **Surface & Coating Technology**, v. 168, p. 148-155, 2003.

ZEGHNI, A. E.; HASHMI, M. S. J. Comparative wear characteristics of tin and tic coated and uncoated tool steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 155–156, p. 1923–1926, 2004.

## APÊNDICE I – Valores para o levantamento das análises fatoriais

USINAGEM COM FERRAMENTAS NO INÍCIO DA VIDA					
Velocidade de corte	Avanço	Classe de ferramenta	Tensão Residual	Ra	Ry
80	0,25	907	286,88	1,70	9,54
80	0,25	8250	348,7	1,54	9,16
80	0,25	9250	317,63	0,99	7,10
80	0,40	907	372,76	3,59	15,98
80	0,40	8250	374,11	2,60	11,41
80	0,40	9250	464,63	2,50	10,72
110	0,25	907	258,09	1,77	9,12
110	0,25	8250	88,47	2,13	13,54
110	0,25	9250	445,63	1,43	7,53
110	0,40	8250	482,41	2,94	14,14
110	0,40	9250	283,64	3,07	15,25
110	0,40	907	558,65	3,41	13,09
80	0,25	8250	240,44	1,68	8,53
80	0,25	9250	251,12	1,42	8,21
80	0,25	907	242,57	0,92	5,33
80	0,40	8250	289,3	3,37	15,66
80	0,40	9250	325,77	2,13	9,30
80	0,40	907	392,47	2,40	10,50
110	0,25	8250	189,59	1,66	7,99
110	0,25	9250	65,61	1,86	12,61
110	0,25	907	369,29	1,00	6,88
110	0,40	8250	433,97	2,91	13,13
110	0,40	9250	223,3	2,56	10,73
110	0,40	907	492,91	3,20	12,65

<b>USINAGEM COM FERRAMENTAS NO FIM DA VIDA</b>						
<b>Velocidade de Corte</b>	<b>Avanço</b>	<b>Classe de ferramenta</b>	<b>Ra</b>	<b>Ry</b>	<b>Q*t</b>	<b>Tensão Residual</b>
80	0,25	8250	3,55	13,28	20727,14	-319,78
110	0,40	9250	2,66	16,78	206260,32	-220,41
80	0,40	9250	4,61	17,19	249736,76	-94,78
110	0,25	9250	1,84	10,65	121329,60	-401,50
80	0,25	9250	2,67	11,03	139023,50	-337,30
110	0,25	8250	2,24	10,32	59543,82	-327,94
80	0,25	907	2,29	9,62	127396,08	-374,57
110	0,40	8250	5,00	18,52	105152,32	-264,07
110	0,25	907	3,43	13,96	115263,12	-486,27
80	0,40	8250	2,40	11,16	139529,04	-209,18
80	0,40	907	1,96	11,70	199537,58	-261,94
110	0,40	907	4,25	18,02	172872,70	-225,96
80	0,25	8250	1,99	9,26	85941,80	-261,20
110	0,40	9250	3,20	17,60	195138,44	-186,11
80	0,40	9250	4,46	18,25	249736,76	-75,08
110	0,25	9250	4,04	17,92	129418,24	-343,60
80	0,25	9250	3,54	13,90	139023,50	-250,46
110	0,25	8250	0,97	5,69	66853,74	-289,66
80	0,25	907	1,79	8,84	140850,98	-319,25
110	0,40	8250	3,23	13,40	152167,54	-208,15
110	0,25	907	1,66	7,98	115263,12	-364,59
80	0,40	8250	3,33	14,91	161267,26	-155,40
80	0,40	907	3,37	14,06	125172,96	-213,36
110	0,40	907	4,25	18,02	172872,70	-205,44