

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ

JOSÉ MARIO FERNANDES DE PAIVA JUNIOR

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DE REVESTIMENTOS
TRIBOLÓGICOS NOS PROCESSOS DE TORNEAMENTO E
ROSQUEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX
UNS S32750**

**CURITIBA
AGOSTO – 2015**

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO PARANÁ

JOSÉ MARIO FERNANDES DE PAIVA JUNIOR

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO DE REVESTIMENTOS
TRIBOLÓGICOS NOS PROCESSOS DE TORNEAMENTO E
ROSQUEAMENTO DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX
UNS S32750**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação
em Engenharia Mecânica da Pontifícia
Universidade Católica do Paraná, para obtenção
do título de Doutor em Engenharia Mecânica.
Área de concentração: Fabricação

Orientador: Prof. Dr.Eng. Fred Lacerda Amorim
Co-Orientador: Prof. Ricardo Diego Torres, Ph.D.

CURITIBA
AGOSTO – 2015

Dedico este trabalho, primeiramente, a
Deus, Senhor de todas as coisas,
à minha querida e amada esposa, Lutiane Torres,
Aos meus pais e aos meus sogros.

AGRADECIMENTOS

Ao prof. Dr. Fred Lacerda Amorim, pela orientação nesse trabalho, e pelo companheirismo constante.

Ao prof. Dr. Ricardo Diego Torres, pelo incentivo e apoio durante todo o período de desenvolvimento deste trabalho.

Ao prof. Dr. Carlos Augusto Henning Laurindo, pela ajuda com as análises no microscópio eletrônico de Varredura.

Ao técnico do laboratório de Metrologia da PUCPR, Júlio Cesar da Silva pelo apoio incondicional nas medições realizadas.

Ao programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Católica do Paraná, pela oportunidade da realização do doutoramento.

A McMaster University pelo convite para a realização do estágio de doutoramento sanduíche no MMRI - McMaster Manufacturing Research Institute. Em especial, aos meus orientadores Prof. Dr. Stephen Veldhuis diretor do MMRI e Prof. Dr. German Fox-Rabinovich Pesquisador no MMRI.

Às empresas parceiras deste projeto (V&M, Oerlikon Balzers e Fecial comércio e Indústria), pela doação dos insumos necessários para a condução dos experimentos.

Ao SENAI SC, pelo apoio para conclusão dessa etapa do trabalho.

À Agência Financiadora de Estudos e Projetos – FINEP – através do projeto de contrato número 01.10.0634.

Ao CNPQ, pelo suporte financeiro para o desenvolvimento do projeto de pesquisa.

À Capes, pelo apoio financeiro, através da concessão da bolsa de estudos pelo processo número BEX 14271/13-3.

Aos amigos, Julia Dosbaeva, Terry Wagg, Nichelly Dias, Heitor Borba e Gabriel Chiquetti, pela amizade e suporte no desenvolvimento experimental do trabalho.

À minha esposa Lutiane Torres, pelo amor, incentivo e companheirismo pessoal e profissional.

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

A todos que, de forma direta ou indireta, contribuíram para execução e finalização desse trabalho.

SUMÁRIO

RESUMO	XVI
ABSTRACT	XVII
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVO	3
2.1 OBJETIVO GERAL.....	3
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX.....	4
3.1.1 <i>Histórico</i>	4
3.1.2 <i>Características dos Aços inoxidáveis superduplex</i>	5
3.1.3 <i>Efeito dos elementos de liga nas propriedades dos Aços Inoxidáveis superduplex</i>	9
3.1.4 <i>Microestrutura dos Aços inoxidáveis superduplex</i>	11
3.1.5 <i>Propriedades mecânicas dos Aços inoxidáveis superduplex</i>	16
3.1.6 <i>Propriedades Físicas dos Aços inoxidáveis superduplex</i>	17
3.1.7 <i>Principais Aplicações dos Aços inoxidáveis superduplex</i>	18
3.2 ASPECTOS TRIBOLÓGICOS NA USINAGEM.....	19
3.2.1 <i>Generalidades do corte de metal</i>	19
3.2.2 <i>Formação e controle do Cavaco</i>	21
3.2.2.1 <i>Mecanismos de formação do cavaco</i>	21
3.2.2.2 <i>Interface cavaco ferramenta</i>	24
3.2.2.3 <i>Classificação dos cavacos</i>	26
3.2.3 <i>Atrito na usinagem</i>	29
3.2.4 <i>Temperatura de corte</i>	30
3.2.5 <i>Esforços de usinagem</i>	33
3.3 USINAGEM DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	35
3.3.1 <i>Usinabilidade dos Aços inoxidáveis</i>	35
3.3.2 <i>Principais fatores que influenciam na usinagem dos aços inoxidáveis superduplex</i>	36
3.4 FERRAMENTAS DE CORTE	39
3.4.1 <i>Ferramentas de corte revestidas</i>	39
3.4.2 <i>Técnicas de Revestimento de Ferramentas de Corte</i>	40
3.4.2.1 <i>Processo CVD</i>	41
3.4.2.2 <i>Processo PVD</i>	42
3.4.3 <i>Revestimentos Utilizados em Ferramentas de Corte</i>	44
3.4.3.1 <i>Revestimentos multi-composto</i>	44
3.4.3.2 <i>Revestimentos multi-camadas</i>	45

3.4.3.3 Revestimentos inteligentes ou Tribo filmes	46
4. METODOLOGIA E DESENVOLVIMENTO	49
4.1 - CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA MATÉRIA-PRIMA	50
4.2 ENSAIOS PILOTO	51
4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS PVD	52
4.3.1 <i>Deposição dos revestimentos</i>	52
4.3.2 <i>Avaliação da Rugosidade dos revestimentos</i>	53
4.3.3 <i>Propriedades mecânicas dos revestimentos</i>	53
4.3.4 <i>Arquitetura dos revestimentos e composição química</i>	53
4.3.5 <i>Determinação da adesão dos revestimentos</i>	54
4.3.5.1 Ensaio de indentação Rockwell	54
4.3.5.2 Ensaio de risco (<i>scratch test</i>)	54
4.3.6 <i>Avaliação do comportamento tribológico</i>	55
4.3.6.1 Determinação do Coeficiente de Atrito	56
4.3.6.2 Determinação da taxa de Desgaste	57
4.4 ENSAIOS DE ROSQUEAMENTO	57
4.5 INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE USINADA	59
4.6 AVALIAÇÃO DOS NOVOS REVESTIMENTOS PROPOSTOS PVD E CVD	59
4.6.1 <i>Caracterização e avaliação das propriedades dos revestimentos</i>	60
4.6.2 <i>Determinação da adesão</i>	60
4.6.3 <i>Ensaio tribológicos em elevadas temperaturas</i>	61
4.7 ENSAIOS DE TORNEAMENTO	62
4.8 CARACTERIZAÇÃO DA INTEGRIDADE DA SUPERFÍCIE USINADA	63
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
5.1 ENSAIOS PILOTO	64
5.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS	67
5.3 ADESÃO DOS REVESTIMENTOS	68
5.4 DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE ATRITO	72
5.5 DETERMINAÇÃO DA TAXA DE DESGASTE	74
5.6 ENSAIOS DE ROSQUEAMENTO	77
5.7 ESTÁGIO DE DOUTORAMENTO	86
5.7.1 <i>Caracterização e avaliação das propriedades mecânicas</i>	87
5.7.1.1 Avaliação da adesão do revestimento PVD Al ₆₇ Ti ₃₃ N	88
5.7.2 <i>Ensaio de Tribologia em elevadas temperaturas</i>	90
5.7.3 <i>Ensaio de Torneamento</i>	94
5.7.4 <i>Avaliação do cavaco</i>	100
5.8 AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE SUPERFICIAL DA PEÇA	106
6. CONCLUSÃO	108

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	111
8. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	112
ANEXOS	123

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Microestrutura do aço superduplex UNS S32750 vista por MEV. Parte escura representa a ferrita, e a parte em destaque na cor clara representa a austenita.	6
Figura 3.2 – Resistência à corrosão sob tensão em solução neutra contendo cloretos. (BERNHARDSSON, 1991).	9
Figura 3.3 – Diagrama de Schaffler ilustrando a microestrutura formada a partir da composição do cromo e níquel equivalente (ASTM A890, 2000).	11
Figura 3.4 – Diagrama de fase pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni com apresentação das fases precipitadas em cada intervalo de temperatura (POHL et al, 2007).	12
Figura 3.5 – Diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) mostrando o efeito dos elementos de liga nas reações de precipitação em aços inoxidáveis superduplex (ASM, 1993).	13
Figura 3.6 – Micrografia vista no MEV mostrando a fase austenita secundária e a fase sigma eutetóide de um aço UNS S32750, após 72h a 700°C (NOWACKI et al, 2006).	15
Figura 3.7 – Micrografia da austenita secundária no metal de solda no aço inoxidável superduplex ampliação 1000x (VILLALOBOS et al., 2009).	15
Figura 3.8 – Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis superduplex, supermartensíticos e 316L. Ensaio Charpy, corpos de prova seção 10 mm x 10 mm x 50 mm, e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal a Laminação (CHARLES et al, 1991).	17
Figura 3.9 – Expansão térmica $\times 10^{-8}/^{\circ}\text{C}$ na faixa de 30-100°C (GOMES et al., 1999).	18
Figura 3.10 – Mecanismos de formação do cavaco na interface ferramenta cavaco. (adaptado de SHAW, 2005).	20
Figura 3.11 – Planos sucessivos de cisalhamento do cavaco adaptado (TRENT, 2000).	21
Figura 3.12 – Modelo de formação do cavaco na região do corte (a-b), (adaptado de TRENT et al., (2000).	22
Figura 3.13 – Detalhe da região de contato do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta de corte (adaptado de ASTAKHOV, 2006)	24
Figura 3.14 – Região de contato entre cavaco - ferramenta (Trent et al, 2000).	25
Figura 3.15 – Zona de fluxo dentro do cavaco adaptado de TRENT et al. (2000).	25
Figura 3.16 – Tipos de cavacos: (a) cavaco descontínuo; (b) cavaco contínuo; (c) cavaco contínuo com APC e (d) Cavaco segmentado (adaptado de TRENT et al., 2000).	26
Figura 3.17 – Classificação da forma do cavaco de acordo com a ISO 3685-1993.	28
Figura 3.18 – Modelo de distribuição de tensões na ferramenta durante o corte (Trent, 2000).	29
Figura 3.19 – Região de geração de calor na usinagem. Modelo adaptado de (TRENT, 2000).	30
Figura 3.20 – (a) Distribuição da temperatura na interface ferramenta-cavaco-peça, durante a usinagem de um aço AISI 1045 (b) Distribuição da dissipação da energia $\times$ velocidade de corte (adapto de ASTAKHOV, 2006).	31
Figura 3.21 – Efeito da usinagem na integridade da superfície (adapto de ASTAKHOV, 2006).	32

Figura 3.22 – Forças de usinagem no processo de torneamento (DINIZ et al.,2001).	33
Figura 3.23 – Comparativo da condutividade térmica entre as classes de aços inoxidáveis e o aço liga 4340 (NEVES et al., 2003).	36
Figura 3.24 – Carregamento e descarregamento na superfície do metal quando ocorre a passagem da ferramenta de corte (SHAW, 2005).	38
Figura 3.25 – Características dos processos de deposição de revestimentos CVD e PVD.	41
Figura 3.26 – Microestrutura do metal duro com revestimento multicamadas (DOBRZANSKI, et al., (2006).	46
Figura 4.1 – Modelo sistematizado do plano geral de desenvolvimento dos ensaios.	49
Figura 4.2 – Micrografia do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750. (a) Vista geral (b) Detalhe ampliado.	50
Figura 4.3 – Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios piloto	52
Figura 4.4 – (i) Resumo dos mecanismos que originam falhas de adesão do revestimento ao substrato: (a), (b), (c), e (d) caracterizam modos de falhas tipicamente coesivas e (e), (f), (g) e (h) caracterizam modos de falhas adesivas; (ii) Padrões típicos de fratura e destacamento do revestimento em ensaios de risco.	55
Figura 4.5 – Sistema Utilizado para ensaio de tribologia, conforme norma ASTM G133-05.	56
Figura 4.6 – (a) Suporte de ferramenta e (b) inserto de metal duro revestidos.	57
Figura 4.7 – Configuração utilizada para os testes de usinagem. (a) Célula de carga; (b) Porta ferramenta e (c) Corpo de Prova.	59
Figura 4.8 – Tribômetro de alta temperatura desenvolvido pelo MMRI.	61
Figura 5.1 – Resultados dos pré testes de usinagem: (a) Desgaste da ferramenta de corte x comprimento usinado e (b) rugosidade da peça mensurado nos estágios de vida da ferramenta.	64
Figura 5.2 – Análise da aresta de corte da ferramenta feita em MEV.	65
Figura 5.3 – Detalhe da região fraturada da ferramenta de corte utilizada nos ensaios pilotos.	66
Figura 5.4 – Cavaco do tipo longo e com elevada deformação plástica.	66
Figura 5.5 – Seção transversal dos revestimentos $Al_{50}Cr_{50}N$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$	68
Figura 5.6 – Matriz com as indentações Rockwell para os revestimentos estudados.	69
Figura 5.7 – Diagrama com as imagens dos riscos produzidos durante o ensaio de adesão com carga progressiva. (a) $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$, (b) $Al_{60}Cr_{40}N$, e (c) $Al_{50}Cr_{50}N$	71
Figura 5.8 – Configuração dos testes tribológicos para os revestimentos $Al_{50}Cr_{50}N$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$	72
Figura 5.9 – Coeficiente de atrito para os revestimento $AlCrN$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $AlCrN/TiSiN$: (a) testes sem utilização do fluido de corte a (b) testes com contato lubrificado.	73
Figura 5.10 – Média do coeficiente de atrito para cada par tribológico testado nas condições de contato seco e lubrificado.	74
Figura 5.11 – Volume removido mensurado durante os testes tribológicos para as esferas em aço superduplex testadas contra os discos revestidos com $Al_{50}Cr_{50}N$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$, nas condições de contato seco e lubrificado.	75

Figura 5.12 – Trilha de desgaste dos insertos de metal duro revestidos com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ utilizados nos testes tribológicos com contato seco e lubrificado, após uma distância percorrida de 300m.	76
Figura 5.13 – Forças de Corte obtidas durante os testes de rosqueamento.	77
Figura 5.14 – Caracterização de desgaste das ferramentas de corte avaliado na superfície de saída do cavaco nos intervalos de 1,5min, 3,0min e 4,5min.	79
Figura 5.15 – Área desgastada na superfície de saída da ferramenta de corte para cada intervalo de medição.	80
Figura 5.16 – Imagens do desgaste de flanco das ferramentas testadas.	82
Figura 5.17 – Avaliação de desgaste de flanco.	83
Figura 5.18 – Rugosidade do filete da rosca obtida para cada revestimento durante os testes de rosqueamento.	84
Figura 5.19 – Seção transversal da superfície no filete da rosca obtida para cada revestimento após os testes de rosqueamento.	85
Figura 5.20 – Perfil de micro dureza medido no fundo da rosca para cada revestimento durante os testes de rosqueamento.	86
Figura 5.21 – Seção transversal dos revestimentos $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$	87
Figura 5.22 – Matriz com indentação Rockwell para o revestimento PVD <i>AlTiN Latuma®</i>	88
Figura 5.23 – Diagrama com as imagens dos riscos produzidos durante o ensaio de adesão com carga progressiva para o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$	89
Figura 5.24 – Curvas com coeficiente de atrito x temperatura para os revestimentos $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$	90
Figura 5.25 – Superfície dos pinos de metal duro revestidos após os testes de pino no disco a 950°C: (a) $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e (b) $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$	91
Figura 5.26 – Superfície do pino de metal duro revestido com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ após os testes de pino no disco a 800°C obtido via MEV retroespalhado.	92
Figura 5.27 – Volume de material removido para os pinos de metal duro revestidos com os revestimentos PVD $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ testados contra disco de aço inoxidável em temperaturas de 20°C, 200°C, 400°C, 600°C e 950°C.	93
Figura 5.28 – Desgaste de flanco x comprimento usinado para as ferramentas de corte revestidas com PVD: (a) - $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, (b) - $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e (c) - CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$	95
Figura 5.29 – Mapa elementar correspondente à superfície de saída da ferramenta de corte após o comprimento usinado de 800m: (a) $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e (b) $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ a 1500m.	96
Figure 5.30: (a) – Ponto para a análise XPS; (b) espectro geral de Distribuição do alumínio na camada revestida de $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ após o comprimento usinado de 800m; (c) espectro de alta resolução para Ti2p e (d) espectro de alta resolução para Al2p.	98
Figura 5.31 – Forças de Corte em relação à vida da ferramenta de corte, obtidas durante os testes de torneamento.	99

Figura 5.32 – Tipo e característica da superfície inferior do cavaco para as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ em relação a vida da ferramenta.....	101
Figura 5.33 – Superfície livre do cavaco representando as linhas de cisalhamento para as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ coletados no início de vida da ferramenta.	102
Figura 5.34 – Tipo e característica da superfície inferior do cavaco para as ferramentas revestidas com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ em relação a vida da ferramenta.....	103
Figura 5.35 – Perfil de micro dureza realizados na seção transversal dos cavacos.	104
Figura 5.36 – Microestrutura óptica da seção transversal do cavaco ampliação 1000x: (a) $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e (b) $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ – mostrando a formação da martensita induzida por deformação plástica a partir da austenita, em regiões próximas a zona livre do cavaco.	105
Figura 5.37 – Microestrutura da seção transversal da peça usinada com as ferramentas revestidas em condição de início de vida: (a e b) $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e (c e d) $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$	106

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 – Resistência a corrosão por Pitting de alguns aços Inoxidáveis (NILSSON, 1992).....	8
Tabela 3.2 – Principais fases presentes nos aços inoxidáveis superduplex (NILSSON, 1992).....	13
Tabela 3.3 – Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (NILSSON, 1992).....	16
Tabela 3.4 – Propriedades físicas dos Aços Inoxidáveis (GOMES et al., 1999).....	18
Tabela 4.1 – Composição química do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750 (V&M Tubes, 2013).....	50
Tabela 4.2 – Resultados da avaliação das propriedades mecânicas do aço inoxidável UNS S32750.....	51
Tabela 4.3 – Parâmetros de deposição fornecidos pela empresa Oerlikon Balzers.....	53
Tabela 4.4 – Propriedades Físico–Químicas do lubrificante (Hocut, 2013).....	56
Tabela 4.5 - Composição química do metal duro classe P10 – Fecial.....	58
Tabela 4.6 – Parâmetros do processo de deposição dos revestimentos PVD e CVD.....	60
Tabela 4.7 – Característica dos insertos de metal duro utilizados nos testes de torneamento.....	62
Tabela 5.1 - Propriedades dos revestimentos estudados.....	67
Tabela 5.2 - Cargas críticas LC1, LC2 e LC3 para os revestimentos $Al_{50}Cr_{50}N$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$	70
Tabela 5.3 - Propriedades dos revestimentos estudados na etapa II.....	87
Tabela 5.4 - Cargas críticas LC1, LC2 e LC3 para o revestimento PVD AlTiN Latuma® ($Al_{67}Ti_{33}N$).....	89
Tabela 5.5 – Característica dos cavacos.....	105
Tabela 5.6 – Característica da superfície da peça após usinagem com ferramentas revestidas em condição de início de vida.....	107

LISTA DE SIMBOLOS

Alfabeto Latino:

a_p - Profundidade de corte	[mm]
E – Módulo de Elasticidade	[MPa]
f – Avanço	[mm/rev]
F – Força	[N]
F_c - Força de corte	[N]
F_f - Força de avanço	[N]
F_p - Força de penetração	[N]
F_u - Força de usinagem	[N]
n - Rotações por minuto	[RPM]
R_a - Rugosidade média	[μm]
VB_B - Desgaste de flanco médio da ferramenta	[mm]
VB_N – Desgaste de entalhe	[mm]
vc - Velocidade de corte	[m/min]

Alfabeto Grego:

$\varnothing$ – Diâmetro	[mm]
γ – Austenita	
δ – Ferrita	

Abreviações:

APC - Aresta postiça de corte
ASM - American Society of Materials
ASTM - American Society for Testing Materials
CNC - Computerized numeric control
CVD - Chemical vapor deposition
DIN - Deutsches Institut für Normung
DSS - Duplex stainless steel

EDS - Espectroscopia de energia dispersiva
 EBSD - Difração por elétrons retro espalhados
 FEG - Field emission gun
 HB - Dureza Brinell
 HV - Dureza Vickers
 ISO - International Standard Organization
 MEV - Microscopia eletrônica por varredura
 PRE - Pitting resistance equivalent
 PVD – Physical vapor deposition
 SDSS - Super duplex stainless steel
 UNS - Unified Numbering System
 XPS – X ray plasma spectroscopy

RESUMO

Os aços inoxidáveis superduplex são ligas metálicas que apresentam estrutura bifásica, composta por ferrita e austenita, que garantem ao material boa resistência à corrosão por *pitting*, elevada resistência mecânica e alta ductilidade. Essas características fazem do aço inoxidável superduplex, uma das principais opções para a fabricação de componentes utilizados pela indústria petrolífera. Em operações de usinagem, essas ligas apresentam encruamento e elevadas temperaturas na região do corte, promovendo assim, alterações na microestrutura do material. Desta maneira, a usinabilidade dessas ligas é geralmente difícil e resulta em longos ciclos de produção. A contribuição tecnológica do trabalho será de avaliar o desempenho de revestimentos PVD depositados em ferramentas de corte, empregadas no rosqueamento e torneamento. Os ensaios foram realizados em um centro de torneamento, utilizando ferramentas de metal duro revestidas, com o uso de fluido de corte. Os parâmetros de corte foram diferentes para cada processo, entretanto, foram mantidos constantes para cada ferramenta revestida testada. As respostas analisadas foram: aspectos tribológicos do par ferramenta revestida e aço superduplex, mecanismos de desgaste da ferramenta de corte, análise microestrutural por microscopia óptica e eletrônica de varredura, medição de forças através de plataforma piezoelétrica e características de integridade da superfície final da peça usinada. Adicionalmente, análises sobre os cavacos foram conduzidas nos ensaios de torneamento, com o objetivo de avaliar o atrito na interface ferramenta cavaco. Os resultados indicam que ferramentas de corte revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ rico em alumínio (67%at), podem melhorar fortemente a resistência ao desgaste e às condições de atrito durante a usinagem do aço inoxidável superduplex UNS S32750.

Palavras-chave: Rosqueamento, Torneamento, Aço Inoxidável Superduplex e revestimentos PVD.

ABSTRACT

The superduplex Stainless steels are alloys that exhibit a biphasic structure composed of ferrite and austenite, which ensure good material's resistance to pitting corrosion, high mechanical strength and high ductility. These characteristics become the super duplex stainless steel one of the major options for the production of components used by the oil industry. During machining operations, these alloys exhibit significant work hardening and high temperatures inside of the cutting region, this behaviour promotes changes in the microstructure of the material. Therefore, the machinability of these alloys is problematic and results in longer production cycles. The technological contribution of this work is to evaluate the performance of PVD coatings deposited on cutting tools used in threading and turning process. The machining tests were performed in a turning center, using cemented carbide tools coated, with coolant. The cutting parameters were different for each process, however, were kept constant for each coated tool tested. The following responses were analyzed: tribological aspects of the tribological par coated tool and superduplex stainless steel, tool wear mechanisms, microstructural analysis of the machined workpiece by optical and scanning electronic microscopy, measuring forces through piezoelectric platform and characteristics of the surface integrity on the end surface of the workpiece. Additionally, the chip's analyses were conducted in turning tests in order to evaluate the friction in the chip tool interface. The results indicate that cutting tools coated with $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ aluminum-rich (67% at), may strongly improve the resistance to wear and friction conditions during machining of superduplex stainless steel UNS S32750.

Keywords: Threading, Turning, Superduplex Stainless Steel and PVD coatings.

1. INTRODUÇÃO

Os equipamentos e componentes da indústria de petróleo e gás trabalham em ambientes extremamente agressivos, exigindo a aplicação de materiais com propriedades de elevadas resistências mecânica e à corrosão. Fenômenos complexos de corrosão como, por exemplo, corrosão por *pitting*, corrosão sob tensão e também a fragilização por hidrogênio acontecem com frequência nesses equipamentos e componentes. Portanto, com a finalidade de se evitar a ocorrência de falhas na exploração de petróleo em águas profundas, são necessários critérios rigorosos na determinação de materiais para tais aplicações. No caso da exploração de petróleo na camada do pré-sal, ambiente que apresenta altos teores de CO₂ (dióxido de carbono) e H₂S (ácido sulfídrico), os quais aceleram a corrosão dos materiais utilizados, esta preocupação é ainda mais evidente.

Desta maneira, os aços inoxidáveis supermartensíticos, anteriormente empregados na construção de tubos e luvas petrolíferas, não apresentam a combinação adequada de resistências mecânica e à corrosão necessária para este tipo de aplicação. A partir da década de 1990, os aços inoxidáveis duplex e superduplex passaram a ser utilizados como materiais substitutos dos aços inoxidáveis supermartensíticos.

O desenvolvimento tecnológico e aplicação dos aços inoxidáveis duplex e superduplex ocupam uma posição de destaque na indústria, em função de suas características de elevadas resistências mecânica e à corrosão. Estas características são promovidas pela microestrutura bifásica destas destes materiais, que é composta por fases de austenita (γ) e ferrita (α) e por elementos de liga como, por exemplo, Cr, Ni, Mo e N. Estes materiais são empregados em estruturas, tubulações e componentes destinados às indústrias petrolíferas, química, petroquímica, de produção de energia, de papel e celulose, naval e offshore; pelo fato de apresentarem um bom comportamento quando empregados em meios altamente agressivos, comuns nestes setores industriais.

Em se tratando dos processos de fabricação utilizados na indústria metal-mecânica, os processos de usinagem por torneamento e rosqueamento são os mais aplicados na produção de tubos e luvas para a indústria de petróleo e gás. A literatura recente reporta que as ferramentas de corte e revestimentos convencionais têm apresentado um baixo rendimento na usinagem dos aços inoxidáveis duplex e superduplex. A usinagem desses aços é caracterizada pela ocorrência de altas taxas de encruamento, que modificam a microestrutura da superfície usinada da peça, provocando consequentemente elevadas temperaturas de corte, formação instável de cavacos e vibrações durante o processo; aspectos estes que aceleram o desgaste das ferramentas de corte. Em função destas características de usinagem, as ferramentas de corte de metal duro apresentam uma adequada combinação de resistência mecânica, de tenacidade e de resistência ao desgaste para a usinagem destes materiais. Adicionalmente, outro fator importante no torneamento e rosqueamento destes aços, é a determinação de tipos de revestimentos que também promovam condições adequadas de processo.

A utilização de revestimentos em ferramentas de corte pelo processo PVD tem a função de aumentar a resistência ao desgaste da ferramenta, pelo fato de diminuir o atrito na interface do

cavaco com a ferramenta de corte, proporcionando redução dos esforços de usinagem, melhor distribuição do gradiente de temperatura ao longo da interface ferramenta-cavaco e redução da adesão de material da peça sobre as superfícies da ferramenta. No Brasil, os revestimentos a base de TiAlN e AlCrN são os mais utilizados, uma vez que além de aumentar a dureza na superfície da ferramenta, minimiza o atrito na interface ferramenta-cavaco, promovendo menor deformação plástica e encruamento do material da peça.

Em função dos argumentos supracitados, este trabalho teve como objetivo investigar experimentalmente a utilização de novos revestimentos PVD depositados em ferramentas de corte empregadas nos processos de torneamento e rosqueamento, para a fabricação de tubos e luvas petrolíferas.

Cabe, neste momento, destacar que o presente trabalho de doutoramento foi desenvolvido dentro do escopo do Projeto REVESPETRO (Chamada Pública MCT/FINEP/CT-PETRO – Redes Temáticas- 01/2009 – Linha 2), com participação das Empresas FECIAL Ltda, Oerlikon Balzers do Brasil e V&M do Brasil S.A.; e da McMaster University (Canadá), onde foram executados grande parte dos experimentos.

2. OBJETIVO

2.1 Objetivo Geral

O objetivo geral desta pesquisa é investigar experimentalmente os processos de rosqueamento e torneamento de luvas e tubos em aço inoxidável superduplex UNS S32750 utilizando-se de ferramentas de metal duro revestidas em ambos os processos conforme a seguinte distribuição:

- Rosqueamento - $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$;
- Torneamento – CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$.

2.2 Objetivos Específicos

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- Caracterizar e compreender os mecanismos de desgaste das ferramentas de corte.
- Avaliar a influência da composição química e da arquitetura dos revestimentos no comportamento tribológico do par aço inoxidável superduplex e ferramenta revestida.
- Avaliar a influência das propriedades mecânicas dos revestimentos no comportamento tribológico.
- Caracterizar e entender o processo de formação do cavaco durante a usinagem do aço inoxidável superduplex.
- Avaliar a integridade da superfície usinada nos processos de usinagem estudados.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Os aços inoxidáveis são materiais que apresentam em geral baixa usinabilidade. Um das principais causas é a alta taxa de encruamento e baixa condutividade térmica, que reflete em elevadas temperaturas na região do corte durante a usinagem. Portanto, esta revisão bibliográfica aborda as principais características do aço inoxidável superduplex, as quais contribuem para uma baixa usinabilidade. Serão apresentados aspectos relacionados à composição química e microestrutura, que afetam as propriedades destes aços e os tornam difíceis de usar.

Posteriormente, serão citadas as variáveis intrínsecas ao processo de usinagem, tendo como base de estudo os aspectos tribológicos durante a usinagem dos materiais. Nesse contexto, cabe destacar a primeira região da formação do cavaco, conhecida como zona de cisalhamento primária, a qual é definida como a região delimitada entre o material não deformado e o material deformado, ou seja, entre o material da peça e o cavaco, no qual o interesse consiste na investigação das características de deformação plástica. Para tanto, será abordado assuntos que proporcionarão uma fundamentação teórica no que diz respeito aos fundamentos da usinagem destes materiais, as características básicas da mecânica do processo, formação do cavaco, forças e temperatura de corte, os mecanismos de desgaste da ferramenta, a interface cavaco e ferramenta e, por fim, os aspectos de integridade superficial da peça após a usinagem.

Na sequência, esta tese apresenta uma abordagem sobre a utilização de revestimentos nanoestruturados de alto desempenho, tecnologia recente que se aplica em ferramentas de corte, e que vem apresentando bons resultados de desempenho quando depositados em ferramentas de corte metal duro.

3.1 Aço inoxidável superduplex

3.1.1 Histórico

A primeira referência sobre os aços inoxidáveis duplex – AID – surgiram em 1927 quando Bain e Griffith observaram a microestrutura de duas fases, ferrita e austenita, em um sistema combinado de Fe-Cr-Ni (STILL, 1994).

A partir de 1930, na Suécia, foram fabricados os primeiros aços inoxidáveis duplex. A primeira patente foi requerida em 1937, na França, quando um erro de adição de elementos de liga durante a fusão de um aço inox do tipo 18%Cr – 9%Ni – 2,5%Mo, na companhia Jacob Holtzer, resultou numa composição química contendo 20%Cr – 8%Ni – 2,5%Mo, que promoveu uma alta fração volumétrica de ferrita numa matriz austenítica (CHARLES, J.; BERNHARDSSON, S. 1991).

Já em 1940, outra patente foi registrada, dessa vez referente a aços inoxidáveis duplex contendo cobre e molibdênio, apresentando também um novo processo de fabricação, envolvendo tratamento térmico de solubilização na faixa de 400°C a 500°C, possibilitando o endurecimento desses materiais, sem afetar sua resistência à corrosão ou causar fragilidade.

Na década dos anos 60, o aço inoxidável mais comumente utilizado era o AISI329. Nesta época, o aço inoxidável duplex apresentava uma ligeira melhora na resistência à corrosão sob tensão, causada por cloretos. Esta geração dos aços inoxidáveis duplex possuía uma excelente resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas, combinação essa que impulsionou seu uso e, consequentemente, o aprimoramento deste material. Através do refinamento do processo de obtenção e descarbornização do oxigênio por meio do argônio, criou-se oportunidade para obter diferentes tipos de aço inoxidável, adicionando nitrogênio e outros elementos de liga (DAVIDSON, R.; REDMOND, J. 1991).

Com o objetivo de melhorar ainda mais a resistência à corrosão, as ligas mais recentemente introduzidas a partir de 1970 possuíam um rigoroso controle do nitrogênio em sua composição química, resultando numa maior resistência à corrosão, facilidade com sua manufatura e elevada resistência mecânica. Surgiu então a família dos aços inoxidáveis superduplex, atualmente denominados UNS S32520 (25%Cr e 2%Ni, em peso). Desde a sua aplicação na indústria na década de 70, o aço inoxidável superduplex vem ganhando espaço, principalmente, nas indústrias petrolífera, de papel/celulose e química.

3.1.2 Características dos Aços inoxidáveis superduplex

Os aços inoxidáveis superduplex são caracterizados por uma microestrutura com duas fases, com partes aproximadamente iguais de austenita e ferrita. Estes aços apresentam composição química similar à dos aços inoxidáveis duplex, porém, com maiores teores de Cromo, Níquel, Molibdênio e Nitrogênio, de forma a ter uma microestrutura, à temperatura ambiente, balanceada formada de ferrita e austenita, como mostra a micrografia da figura 3.1. Davidson et al. (1991), em seus estudos, observaram que, em muitas das análises deste material, a menor fase de microestrutura presente neste material havia pelo menos em 30% de volume, distribuído aleatoriamente. Esta estrutura é obtida através do controle da composição química, combinado com um tratamento térmico controlado durante o processamento. No resfriamento, desenvolvem-se microestruturas contendo frações volumétricas comparáveis de fases austeníticas e ferríticas com diferentes propriedades físicas e mecânicas. Isto leva à evolução de níveis elevados de tensões internas, tornando o material susceptível à formação de trincas durante o resfriamento (CHARLES, 2007).

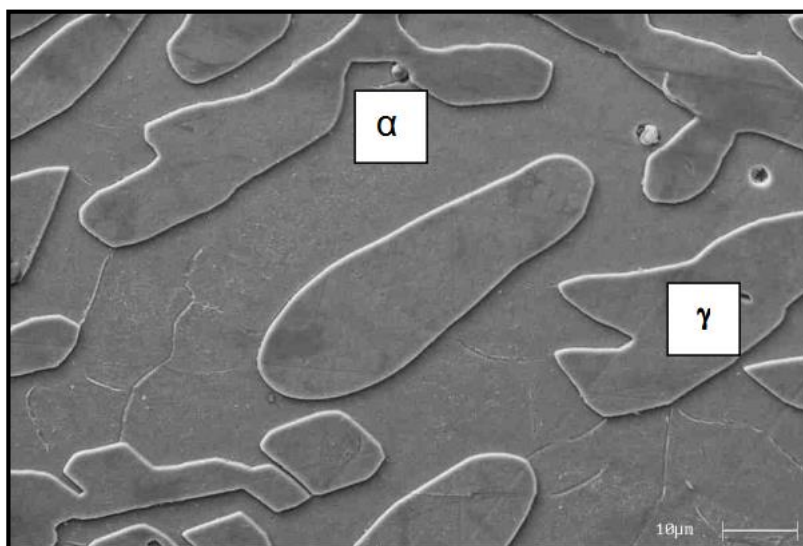


Figura 3.1 - Microestrutura do aço superduplex UNS S32750 vista por MEV. Parte escura representa a *ferrita*, e a parte em destaque na cor clara representa a *austenita*.

Por ser um material bifásico, esta característica resulta na melhora da resistência à corrosão sob tensão, quando comparada aos inoxidáveis austeníticos, e em uma melhora de suas propriedades mecânicas quando comparada aos ferríticos (DAVIS, 2000). O melhor desempenho das propriedades mecânicas e de corrosão ocorre nos aços inoxidáveis superduplex com frações aproximadamente iguais de ferrita e austenita (MUTHUPANDI et al, 2003).

A resistência à corrosão é determinada pela capacidade que a liga metálica tem de se passivar e permanecer neste estado no ambiente a que estiver exposto. Esta propriedade está diretamente relacionada aos elementos de liga presentes na composição química do aço, embora outros fatores como tamanho de grão, distribuição e morfologia de inclusões, precipitação de fases e qualidade da superfície também exerçam influência (DAVIS, 2000). Martins e Casteletti (2008), em seus estudos, verificaram que os aços inoxidáveis superduplex apresentam uma interessante combinação de dureza e resistência mecânica, sua principal característica é a excelente resistência à corrosão em meios agressivos, devido à sua habilidade em se passivar e permanecer no estado passivo em diversos meios aos quais é submetido.

Os mecanismos de corrosão mais comuns nos aços inoxidáveis são: Corrosão por *pitting* e corrosão sob tensão. Em geral, os aços inoxidáveis superduplex apresentam elevada resistência a todos os outros mecanismos. Nos estudos desenvolvidos, Sedriks (1996) analisou que o excelente desempenho dos aços inoxidáveis superduplex estava diretamente relacionado com os teores de Fe-Cr-Ni, em sua composição química. Estes, por sua vez, contribuem para a resistência à corrosão intergranular e ao pitting, o que permite uma combinação excelente de propriedades mecânicas, em especial ao alto limite de escoamento e à alta tenacidade, combinando com uma excelente resistência à corrosão (GUNN, 2003).

De modo geral, a resistência à corrosão por pitting nos aços superduplex é influenciada por alguns elementos químicos presentes em sua composição química. De fato, os elementos de liga que ditam esse comportamento são: Cr, Mo e N (BERNHARDSSON, 1991).

Uma forma empírica de quantificar a resistência à corrosão por pitting e classificar aços inoxidáveis duplex e superduplex é através da resistência equivalente à corrosão por pitting - PRE_N (do inglês *Pitting Resistance Equivalent Number*). Trata-se de uma equação que permite comparar, de maneira genérica, a resistência à corrosão de diferentes aços inoxidáveis, nos quais as composições são dadas em % de peso (ALVAREZ, 2008).

$$PRE_N = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (eq.1)$$

A norma ASTM G150 fornece o procedimento para avaliar a resistência à corrosão por pitting dos aços inoxidáveis. Segundo a norma ASTM A890/A890M, os aços inoxidáveis para serem considerados duplex, necessitam ter um valor de resistência equivalente à corrosão por pitting (PRE_N) maior que 20. Porém os superduplex, por sua vez, devem apresentar um valor maior que 40. A composição química típica do UNS S32750 fornece a este aço valor de PRE_N igual a 42,5, sendo assim, o UNS S32750 é considerado um aço inoxidável superduplex. Esta norma é designada para aplicações em áreas da engenharia marinha, química e petrolífera. Estas áreas exigem dos materiais, elevada resistência mecânica e resistência à corrosão ao meio agressivo.

Paro et al. (2001), em ensaios de Fresamento do aço superduplex, observaram que a usinabilidade do superduplex está relacionada com o PRE_N do material, pois a usinagem destes materiais tende a ser dificultada com o aumento do PRE_N .

A presença de elementos, tais como o cromo, Níquel, Molibdênio e Nitrogênio, em teores elevados, contribui para o aumento da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis superduplex. Entretanto, o bom desempenho desses aços depende do equilíbrio entre as fases ferrita e austenita, e da ausência de fases intermetálicas, carbonetos, nitretos e de regiões empobrecidas em cromo (MAGNABOSCO, 2001).

A Tabela 3.1 apresenta a composição química, bem como o fator PRE_N para alguns aços inoxidáveis.

Tabela 3.1 – Resistência à corrosão por Pitting de alguns aços Inoxidáveis (NILSSON, 1992)

Nome comercial	UNS	Cr	Mo	Ni	N	Outros Elementos	PRE _N
SAF 2304	S32304	23	0,2	4	0,1	-	25
UR35N	S32304	23	0,2	4	0,1	-	25
3RE60	S31500	18,5	2,7	5	0,07	1,5Si	29
UR 45	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
SAF 2205	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
2205	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
FALC 223	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
AF22	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
VC 22	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
10RE51	S32900	25	1,5	4,5	-	-	30
DP3	S31260	25	3	6,5	0,16	0,5Cu, 0,3W	37
UR52N	S32550	25	3	6,5	0,18	1,6Cu	38
FERRALIM 255	S32550	25	3	6,5	0,18	1,6Cu	38
UR 47N	S32200	25	3	6,5	0,18	-	38
ZERON 100	S32760	25	3,6	7	0,25	0,7Cu, 0,7W	41
UR52N+	S32550	25	3,8	6	0,26	1,5Cu	42
SAF 2507	S32750	25	3,8	7	0,27	-	42

No caso dos aços inoxidáveis superduplex, é necessário considerar a resistência à corrosão por pitting das duas fases, pelo fato de existir diferença dos elementos de liga presentes na austenita e ferrita. Caso uma das fases apresente menor resistência à corrosão, esta determinará o comportamento do material.

Embora a concentração dos elementos de liga seja diferente nas fases ferrita e austenita, os aços inoxidáveis superduplex possuem certo equilíbrio dos elementos de liga em ambas as fases, proporcionando assim, propriedades de corrosão homogêneas para as duas fases (SEDRIKS, 1996).

Em virtude de suas características, os aços superduplex podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos não somente pela maior resistência mecânica e similar tenacidade, mas também pela resistência à corrosão, principalmente no que se refere à corrosão sob tensão (SMITH et al, 2000).

Entretanto, os aços inoxidáveis superduplex estão sujeitos à combinação dos efeitos de susceptibilidade à corrosão sob tensão, típica dos aços inoxidáveis austeníticos, e à fragilização pelo hidrogênio devido à fase ferrítica. Devido à estrutura de grãos muito finos e à mistura das fases ferrita e austenita, a resistência mecânica dos aços inoxidáveis superduplex é elevada. Assim sendo, esses materiais podem ser utilizados em ambientes corrosivos sob uma faixa de temperatura de -50°C a 300°C (ALVAREZ-ARMAS et al, 2009). Desta maneira, a corrosão sob tensão é máxima em temperaturas elevadas, enquanto que o efeito da fragilização pelo hidrogênio é máximo na temperatura ambiente. Essas características são dependentes da proporção obtida entre as fases ferrita e austenita na microestrutura, conforme a composição química e o processamento termomecânico (NICHOLLS, 1994).

Dessa forma, a porção de austenita promove uma maior resistência à fragilização por hidrogênio e aumento de tenacidade, enquanto que a porção de ferrita permite um aumento da resistência à corrosão sob tensão e ganho de resistência mecânica (LEONARD et al, 2007).

A figura 3.2 apresenta, um dos resultados dos ensaios de corrosão sob tensão realizado por Bernhardsson (1991) em aços inoxidáveis duplex e aços inoxidáveis austeníticos. O teste foi realizado com carga e pressão constantes em solução neutra de cloretos. A pressão utilizada foi de 100 bar, as soluções de cloreto continham aproximadamente 8 ppm de oxigênio e a tensão aplicada foi equivalente à tensão de escoamento na temperatura de teste. As amostras foram avaliadas após um período de 1.000 horas. Não foram observadas trincas de corrosão sob tensão nas curvas mostradas na figura 3.2 para cada material.

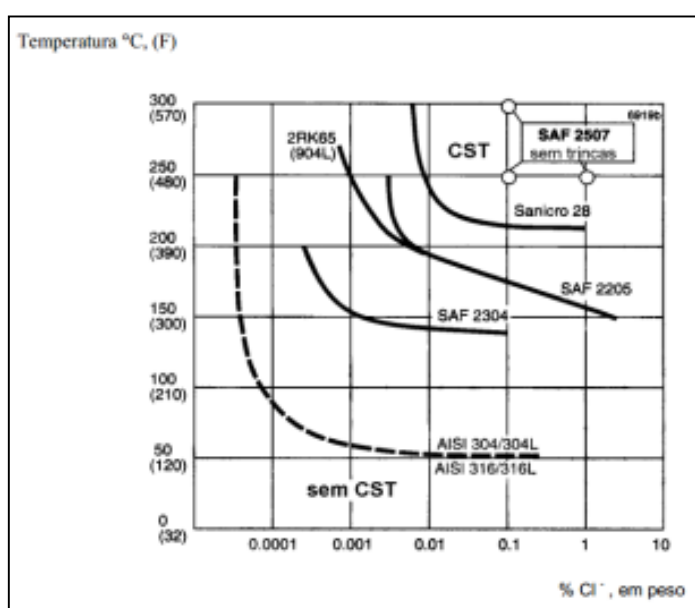


Figura 3.2 – Resistência à corrosão sob tensão em solução neutra contendo cloretos. (BERNHARDSSON, 1991).

Essas ligas reúnem excelentes propriedades mecânicas e de corrosão. De acordo com Barbosa (2010), nas condições do pré-sal, onde se exige que o material trabalhe em enormes profundidades e pressões, são necessários materiais de maior resistência mecânica e mais seguros quanto a falhas.

3.1.3 Efeito dos elementos de liga nas propriedades dos Aços Inoxidáveis superduplex

Os aços inoxidáveis são ligas a base de ferro que contêm 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. Outros elementos como carbono, níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio podem ser adicionados para a obtenção de determinadas características mecânicas.

A seguir estão listadas as respectivas implicações nas características da liga do aço inoxidável para cada um dos elementos (SEDRIKS, 1996):

O Cromo - É o elemento responsável pela formação da camada passiva na superfície. Além da resistência à corrosão, o cromo é o elemento que amplia a faixa de estabilidade da ferrita. As adições de Cr têm influência significativa nas propriedades mecânicas, promovendo o endurecimento por solução sólida, melhorando assim suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão;

O Níquel - É um elemento que acelera o processo de endurecimento por solução sólida, isto é, altera a estrutura cristalográfica da liga conferindo maior ductilidade. O níquel torna o aço não magnético, ou seja, sua adição amplia a faixa de estabilidade da austenita. Além disso, associado ao cromo, favorece o aumento de resistência à corrosão, auxiliando na formação da camada passiva (óxido de Cr-Ni).

A adição de pequenas quantidades de Manganês, associadas à presença de Níquel, melhoram significativamente as funções atribuídas ao Níquel.

O Molibdênio – Conjugado com o cromo aumenta a estabilidade da camada passiva e, consequentemente, a resistência à corrosão em ácido sulfúrico e na água do mar, proporcionando melhora na resistência à corrosão por pitting (ASM, 1995).

Os elementos Titânio, Tântalo e Nióbio, são formadores de carbonetos. Suas presenças minimizam a corrosão intergranular, através da combinação do carbono com o cromo, evitando assim perda de resistência à corrosão.

A adição de Nitrogênio aos aços inoxidáveis superduplex em teores entre 0,1% e 0,35% ajuda a aumentar a resistência à corrosão e a estabilidade estrutural, assim como a resistência do material (GAVRILJUK e BERNIS, 1999). 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 à corrosão é bastante significativo (MAGNABOSCO, 2001).

O teor de nitrogênio tem papel principal na performance do aço inoxidável superduplex, por ser um forte formador de austenita é fortemente responsável para o balanço entre as fases, aumenta a resistência à corrosão e as propriedades de soldagem (GAVRILJUK e BERNIS, 1999).

O Carbono – A adição de carbono visa aumentar a dureza. Favorece a precipitação de carbonetos, aumentando a resistência mecânica e a resistência ao desgaste. Nos aços inoxidáveis superduplex, o teor de carbono deve ser limitado, pois se associa ao cromo, prejudicando assim a resistência à corrosão.

Enxofre – é normalmente considerado como uma impureza e mantido em teores inferiores a 0,040%. Sua adição intencional, em conjunto com o Mn, visa a formação de inclusões de MnS e consequente melhoria da usinabilidade.

A adição de silício, entre 0,5% e 5,0%, além de melhorar a resistência à corrosão, melhora também a resistência ao calor e ao desgaste.

O tungstênio, de maneira geral, melhora a resistência à corrosão por pitting e, em quantidades de 1 a 3%, melhora a resistência do material ao surgimento da fase σ .

3.1.4 Microestrutura dos Aços inoxidáveis superduplex

A microestrutura duplex pode ser obtida através do balanceamento dos elementos de liga e de tratamento termomecânico (SOLOMON, 1982). O balanceamento dos elementos de liga nos aços inoxidáveis duplex tem por objetivo controlar os teores de elementos estabilizadores de austenita, tais como níquel, carbono, nitrogênio e de elementos estabilizadores da ferrita, sendo estes, cromo, molibdênio e silício. Estes elementos constituem a composição química dos duplex. A sensibilidade dos aços inoxidáveis superduplex à precipitação de fases indesejáveis é atribuída aos elevados teores desses elementos, formadores de ferrita e austenita.

Contudo, para avaliar o efeito destes elementos na microestrutura dos aços inoxidáveis, algumas expressões foram desenvolvidas de forma a agrupar os elementos segundo seus efeitos; ferritizante e/ou austenitizante (GUNN, 2003). O diagrama de Schaeffler, ilustrado na figura 3.3, é construído com essas equações e propicia uma aproximação da microestrutura a ser obtida para uma determinada composição química.

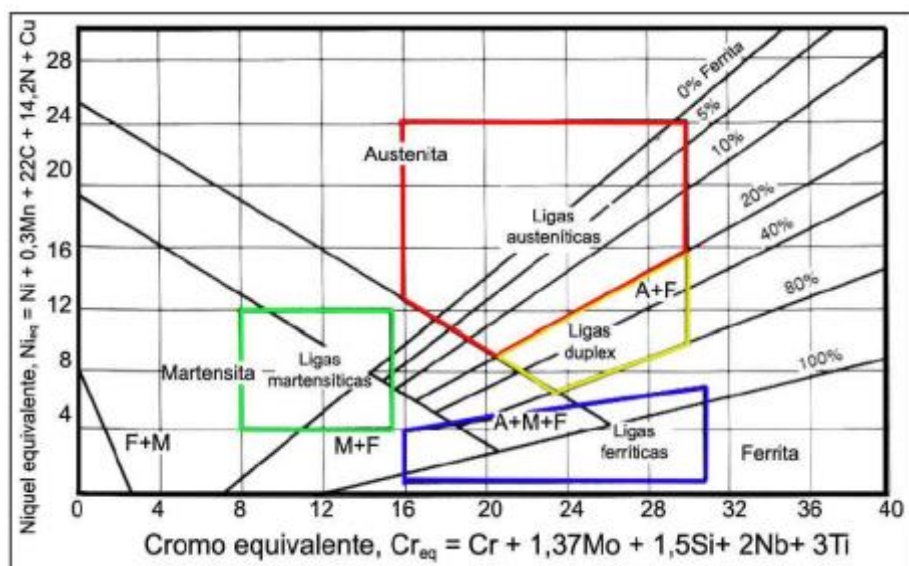


Figura 3.3 – Diagrama de Schaeffler ilustrando a microestrutura formada a partir da composição do cromo e níquel equivalente (ASTM A890, 2000).

A abordagem de Schaeffler mostra uma previsão das microestruturas dos aços inoxidáveis no estado bruto de fundição, ou até na condição solubilizada. Quando os aços inoxidáveis superduplex são expostos a temperaturas elevadas, o equilíbrio termodinâmico é alterado e o sistema tende a alcançar uma situação de menor energia, precipitando ou dissolvendo fases.

No entanto, a constituição da austenita a partir da decomposição da ferrita está relacionada com a temperatura em que ocorre esta transformação no estado sólido. Em temperaturas elevadas (650-1200°C), condição típica da fabricação dos aços inoxidáveis superduplex, a austenita é formada por nucleação e consequentemente crescimento. Já em temperaturas mais baixas (300-650°C) a transformação ocorre por um processo atômico tipo martensítico (SOUTHWICK, 1980). Dessa forma,

a microestrutura formada depende da composição química da liga, do tratamento termomecânico e das condições de resfriamento, sendo a formação de austenita parcialmente impedida em ligas que são rapidamente resfriadas a partir do campo ferrítico (LIPPOLD et al., 2005).

De acordo com o diagrama apresentado na figura 3.4, os aços superduplex solidificam-se como ferrita, durante o resfriamento parte da ferrita se transforma em austenita, mas, devido à baixa velocidade desta reação, um elevado teor de ferrita é mantido.

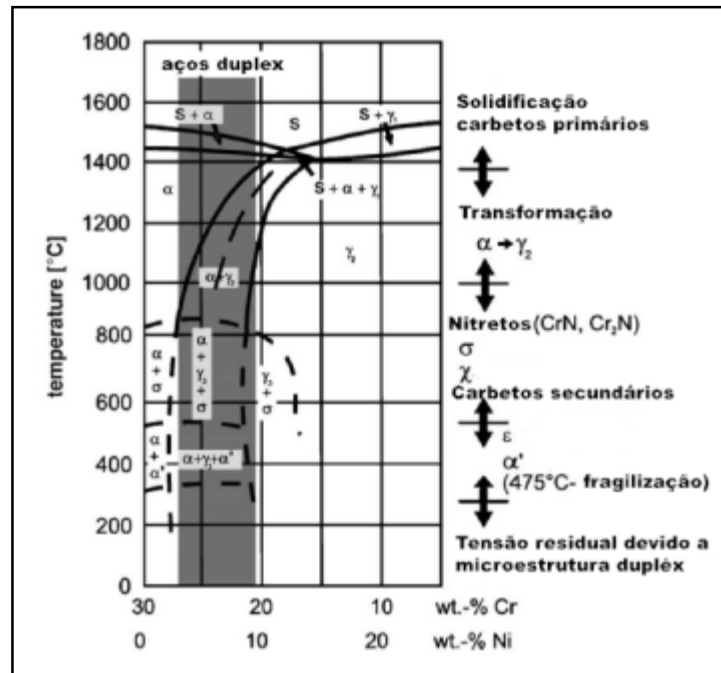


Figura 3.4 – Diagrama de fase pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni com apresentação das fases precipitadas em cada intervalo de temperatura (POHL et al, 2007).

Quando exposto a temperaturas entre 600°C e 1000°C por um determinado período de tempo, precipitados indesejáveis podem surgir na estrutura dos aços inoxidáveis superduplex.

Em virtude da temperatura de ocorrência das reações de precipitação, a fragilização provocada por estas fases pode ser dividida em dois grupos (POHL et al, 2007):

- Fragilização de baixa temperatura ou fragilização de 475°C: geralmente acontece numa faixa de temperatura de 300°C a 500°C. Este tipo de fragilização limita a temperatura máxima de aplicação em serviço dos AID;
- Fragilização de alta temperatura: Ocorre na faixa de temperatura de 600°C a 1000°C, em que precipitam diversas fases intermetálicas. Estes precipitados podem ser as fases sigma (σ), chi (χ) e pi (π), além de carbonetos e nitretos (ESCRIBA et al, 2009).

Estes aços, devido à grande quantidade de elementos de liga, estão sujeitos à precipitação de inúmeras fases. Essas fases podem causar danos às resistências mecânica e/ou de corrosão do material. A figura 3.5 indica as fases que podem ser formadas nos aços inoxidáveis superduplex, a

faixa de temperatura aproximada em que elas podem ser formadas, e os efeitos dos elementos de liga nas cinéticas de transformação.

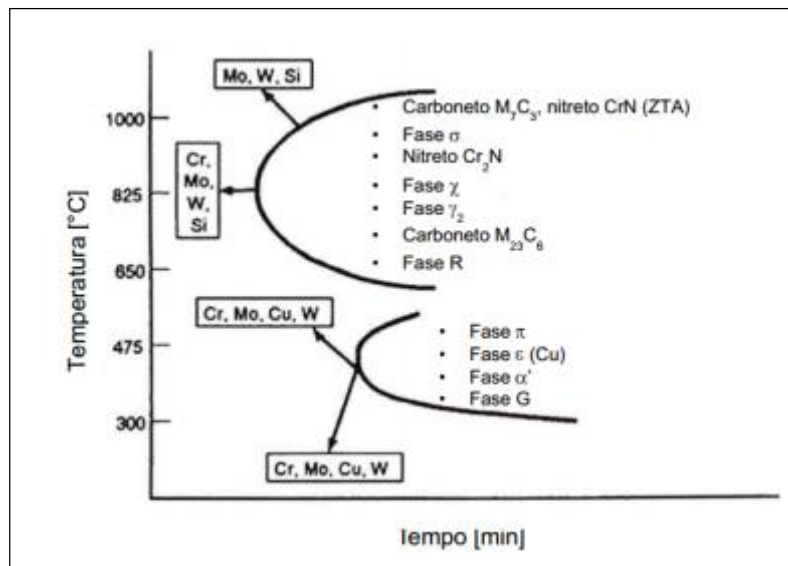


Figura 3.5 – Diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) mostrando o efeito dos elementos de liga nas reações de precipitação em aços inoxidáveis superduplex (ASM, 1993).

Devido à elevada taxa de difusão na fase ferrítica, as precipitações mais relevantes se encontram nela (POHL, 2007). É importante ressaltar que a fase (σ), mesmo em pequena quantidade, causa consideráveis reduções na plasticidade e na resistência à corrosão do material. A Tabela 3.2 apresenta algumas características de fases terciárias de aços superduplex.

Tabela 3.2 – Principais fases presentes nos aços inoxidáveis superduplex (NILSSON, 1992).

Fase	Estrutura Cristalina	Temp. de Precipitação (°C)
Nitreto (Cr_2N)	Hexagonal	550-1000
Carboneto (M_{23}C_6)	CFC	550-900
Sigma (σ) (FeCr)	Tetragonal	650-1000
Alfa linha (α')	CCC	350-750
Austenita Secundaria	CFC	600-1000

A seguir, algumas das características destas fases:

- A fase sigma (σ) é provavelmente o composto intermetálico mais encontrado em aços inoxidáveis. Esta fase é rica em cromo, molibdênio e silício, que proporciona dureza e fragilidade aos aços inoxidáveis. Além disso, provoca diminuição da tenacidade e do alongamento para aços superduplex submetidos a tratamentos térmicos entre 600°C a 1000°C. Entretanto, ocorre um aumento na resistência mecânica que, dependendo da aplicação, pode ser considerado um efeito

positivo. Assim, sua presença prejudica a resistência à corrosão e a tenacidade do aço inoxidável. Sieurin et al. (2007) afirmam que a fase sigma (σ) é bastante dura, porém quebradiça e, por este motivo, sua presença em apenas 1% na estrutura do material, pode ocasionar uma diminuição de 50% na energia de resistência ao impacto, e como esta fase é muito rica em cromo, o restante do material tem sua quantidade diminuída, baixando também a resistência à corrosão.

- A Fase alfa linha (α') surge nos aços inoxidáveis duplex na faixa de 350°C a 750°C, como resultado de uma reação de decomposição da ferrita ($\alpha \rightarrow \alpha'$). Este processo de precipitação se caracteriza pelo surgimento de ondulações de composição química, gerando regiões ricas em cromo (α') em uma matriz ferrítica pobre em cromo. A precipitação de α' produz efeitos de endurecimento, aumento no limite de escoamento, fragilização, aumento na temperatura de transição dúctil-frágil e perda de resistência à corrosão. Por ser mais rápida e intensa a 475°C, este tipo de precipitação é frequentemente referido como fragilização ou endurecimento a 475°C.

- O nitreto de cromo surge nos aços superduplex, principalmente na faixa de temperatura entre 700° a 900 °C, durante resfriamento rápido ou tratamentos térmicos isotérmicos. No primeiro caso, as partículas de Cr_2N precipitam-se, em sua maioria, intergranularmente e, no último caso, intergranularmente nos contornos de grão α/α ou α/γ . O Cr_2N pode precipitar-se simultaneamente com a austenita secundária (γ_2), retirando cromo da matriz, o que, nessas condições, compromete a resistência à corrosão por pite (SMUNK, O 2004) (PARK et al., 2001).

- A fase Chi (χ) é uma fase frágil e rica em cromo e molibdênio. Assemelha-se muito à fase Sigma, tanto no aspecto cristalográfico, como nos efeitos que provoca nos aços duplex. Esta fase se diferencia da fase sigma por ser mais rica em Mo e por ser uma fase metaestável, ou seja, pode ser substituída por sigma para longos tempos de exposição. Outro fator que difere essas duas fases é que o intervalo de temperatura para a formação da fase chi é menor, entre 700°C e 900°C. O aumento dos percentuais de Cr, Mo, W e Si tornam a precipitação das fases sigma e chi mais rápida, assim como o aumento do teor de Mo, Si e W também estende o intervalo de formação de fase sigma para temperaturas mais altas (POHL et al., 2007).

- A austenita secundária, também chamada de fase γ_2 , pode ser formada relativamente rápida e por diferentes mecanismos, dependendo da temperatura envolvida. Abaixo de 650°C, a austenita secundária tem uma composição similar a da ferrita disposta ao seu redor, sugerindo uma transformação sem difusão, com características similares à formação da martensita. Em temperaturas entre 650° e 800°C, em que a difusão ocorre mais rapidamente, muitas formas de austenita podem precipitar.

A austenita secundária, formada na reação eutetóide, é mais pobre em Cr, Mo e N do que a austenita original e isso causa uma queda considerável na resistência à corrosão do aço (NOWACKI et al., 2006). A figura 3.6 representa um eutetóide do tipo $\gamma_2 + \sigma$ formado numa faixa de temperatura entre 700°C e 900°C.

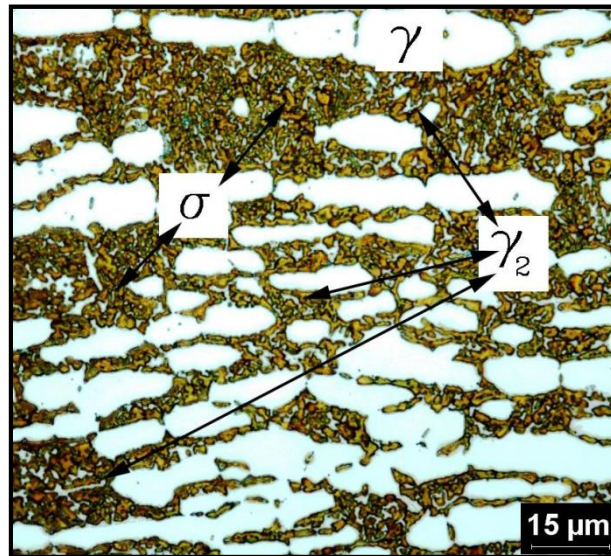


Figura 3.6 – Micrografia vista no MEV mostrando a fase austenita secundária e a fase sigma eutetóide de um aço UNS S32750, após 72h a 700°C (NOWACKI et al, 2006).

Durante a precipitação da fase σ , o cromo é absorvido e o níquel é rejeitado para regiões adjacentes dentro da ferrita, portanto, a formação de γ_2 é possível em regiões adjacentes às regiões empobrecidas de cromo (enriquecidas de níquel) dentro da fase ferrita (VILLALOBOS et al., 2009). Na figura 3.7 é possível observar a presença da austenita secundária na região de solda de um aço inoxidável superduplex.

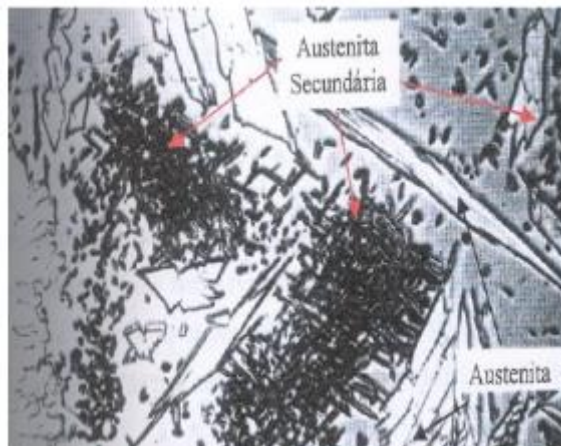


Figura 3.7 – Micrografia da austenita secundária no metal de solda no aço inoxidável superduplex ampliação 1000x (VILLALOBOS et al., 2009).

- A fase π (Pi) é rica em Ni, e precipita-se de forma intergranular em temperaturas próximas a 600°C. Esta fase contribui para a redução da tenacidade e da resistência à corrosão.
- A Fase R é rica em Mo e apresenta uma estrutura cristalina hexagonal. Esta fase se precipita numa faixa de temperatura entre 600°C e 700°C. A fase R provoca a diminuição da tenacidade e da resistência à corrosão por pitting. Ela se apresenta na estrutura na forma de precipitados intergranular ou intragranular, porém os precipitados intergranulares provocam o empobrecimento das regiões adjacentes na matriz, o que contribui para o aparecimento da corrosão por pitting.

3.1.5 Propriedades mecânicas dos Aços inoxidáveis superduplex

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis superduplex são consequências da composição química e das propriedades da ferrita e austenita, mais notoriamente da ferrita, que tem maior limite de escoamento em relação à austenita (NILSSON, 1992). A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de propriedades mecânicas. Assim, os aços inoxidáveis superduplex apresentam elevado limite de escoamento, sendo este, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, apresenta um alongamento mínimo em torno de 25% (SOLOMON, 1982).

O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis superduplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de maximizar as propriedades mecânicas (SENATORE et al, 2007).

A Tabela 3.3 apresenta um comparativo das propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis superduplex com os aços inoxidáveis austeníticos e martensíticos.

Tabela 3.3 – Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis (NILSSON, 1992).

AISI / UNS	Resistência ao Escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento mínimo (%)	Dureza (HB)	Microestrutura
304L	210	515-680	45	155	Austenítico
316L	220	515-690	40	160	Austenítico
S41400	750	920	32	255	Martensítico
S41416	730	930	35	268	Martensítico
S31200	450	690	25	280	Duplex
S31500	440	630	30	290	Duplex
S31803	450	680-880	25	260	Duplex
S32304	400	600-820	25	230	Duplex
S32550	550	760	15	310	Duplex
S32750	550	800-1000	25	290	Duplex
S32760	550	750	25	200-270	Duplex
S32900	485	620	20	271	Duplex
S32950	480	690	20	290	Duplex

Os aços inoxidáveis superduplex apresentam elevada resistência ao impacto em temperatura ambiente. A tenacidade dos aços inoxidáveis superduplex está limitada à fração volumétrica e distribuição da ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita da ordem de 40% obtém-se prevenção efetiva do crescimento de trincas (GUNN, 2003). Desta forma, a orientação e a morfologia da estrutura dos superduplex são importantes na avaliação da tenacidade. Resultados de ensaios de impacto demonstram que os aços duplex possuem boa tenacidade.

A figura 3.8 projeta os resultados obtidos no ensaio de impacto, comparando o desempenho dos aços inoxidáveis Superduplex (SAF2304, SAF2205 e SAF 2507), supermartensítico (S41400) e 316L. Nota-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os duplex está em torno de -50°C enquanto que as ligas supermartensítica e 316L não apresentam este fenômeno. A transição dúctil-frágil dos duplex é característica da fase ferrítica (CHARLES et al, 1991).

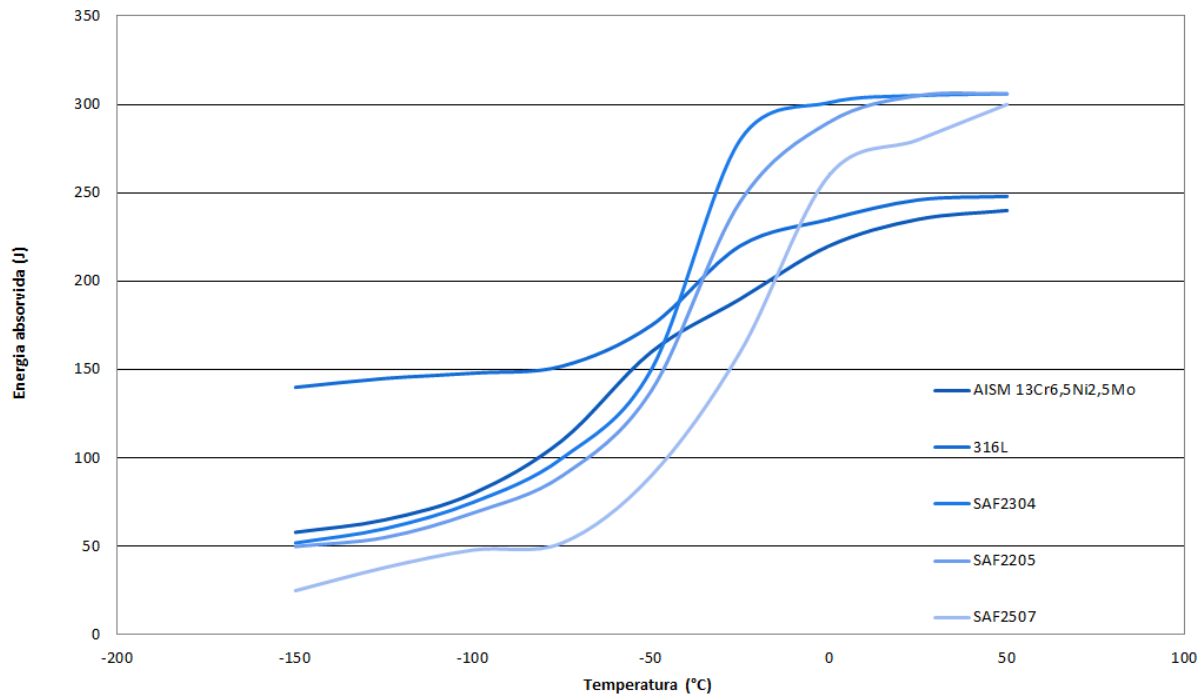


Figura 3.8 – Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis superduplex, supermartensíticos e 316L. Ensaios Charpy, corpos de prova seção 10 mm x 10 mm x 50 mm, e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal a Laminação (CHARLES et al, 1991).

3.1.6 Propriedades Físicas dos Aços inoxidáveis superduplex

Os aços inoxidáveis superduplex apresentam comportamento intermediário entre os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, e, inferior quando comparado com os aços supermartensíticos. A condutividade térmica dos aços inoxidáveis duplex é maior do que a dos aços inoxidáveis austeníticos. Devido à presença da fase ferrítica, os aços inoxidáveis duplex possuem menor coeficiente de expansão térmica que os austeníticos, fazendo com que estas ligas apresentem comportamento próximo ao dos aços carbono (SENATORE et al., 2007). Esta característica favorece o uso destas ligas em condições de ciclos térmicos, sob temperaturas de trabalho inferiores a 300°C .

A figura 3.9 apresenta um comparativo entre os coeficientes de expansão térmica do aço inoxidável duplex com os das ligas AIS 316L e um aço ao Carbono.

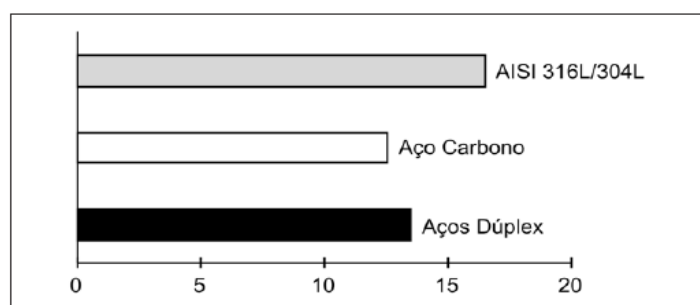


Figura 3.9 – Expansão térmica x 10⁻⁸/ °C na faixa de 30-100°C (GOMES et al., 1999).

Na Tabela 3.4 é possível observar as principais características físicas dos aços inoxidáveis duplex, estabelecendo um comparativo com as dos aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e supermartensíticos.

Tabela 3.4 – Propriedades físicas dos Aços Inoxidáveis (GOMES et al., 1999).

Material	UNS	Calor Específico J/kg.K			Condutividade Térmica [W/m.K]		
		20°C	200°C	400°C	20°C	200°C	400°C
Ferrítico	S43000	460	540	580	17	22	23
Austenítico	S30400	480	510	540	14	17	20
Martensítico	S41400	436	504	560	15,7	24	27
	S41426	440	510	560	18	21	26
Duplex	S32304	490	530	590	16	18	21
	S31803	480	530	590	14	17	20
	S32750	480	530	580	14	17	20

3.1.7 Principais Aplicações dos Aços inoxidáveis superduplex

Por apresentar uma excelente combinação de boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão, os aços inoxidáveis duplex e superduplex, se tornam uma excelente opção para vários segmentos industriais, onde as condições de trabalho são severas e as temperaturas de operações altas.

Estes aços foram desenvolvidos para atender requisitos das indústrias químicas, petróleo e gás, papel e celulose, petroquímica, entre outros. Porém, sua aplicação se torna cada vez mais intensa na exploração de petróleo em alto mar, conhecido como *offshore*. Particularmente, as condições de exploração de petróleo e gás em alto mar, necessitam de materiais com alta resistência à corrosão. Existem altas pressões de trabalho praticadas em um meio aquoso contendo cloretos, ou seja, os materiais estão diretamente expostos a um ambiente de corrosão sob tensão.

Na exploração *offshore*, o processo de extração passa a ser realizado em águas profundas, com aproximadamente 1500 a 2000 metros de lâmina d'água, a uma distância de 300 quilômetros da costa, sendo os poços localizados a cerca 2000 metros abaixo do solo marinho. Estas indústrias trabalham com diferentes equipamentos, tais como bombas de injeção, rede de dutos, entre outros. Esses equipamentos operam injetando água do mar nos poços de petróleo, aumentando assim a pressão local e extraíndo simultaneamente o gás e o óleo contido nessas regiões. As pressões de trabalho para estes sistemas chegam a atingir valores na ordem de 350 bar. Isso ocorre em função da grande quantidade de CO_2 e H_2S , presentes nos reservatórios, o que ocasiona padrões de escoamento que aumentam a perda de carga, requerendo um aumento da pressão que faz o fluido escoar pela tubulação.

Outro agravante é o fato da água do mar possuir íons de cloro (Cl^-), íons de sulfeto de hidrogênio (H_2S)⁻² os quais contribuem diretamente para a corrosão sob tensão, bem como fragilização por hidrogênio.

3.2 Aspectos tribológicos na usinagem

O processo de usinagem é um processo caracterizado pelo contato entre duas superfícies em movimento relativo, e que são diretamente influenciados por fenômenos inerentes aos processos, como, por exemplo, parâmetros de corte, material que está sendo usinado, temperatura de corte, material e geometria da ferramenta e presença ou não de lubrificantes.

No torneamento, a região entre o cavaco e ferramenta possui uma extensa área de contato. Altas temperaturas são geradas, acelerando o processo de desgaste. Assim, todo o processo de formação do cavaco, gera deformação e aumento de temperatura, na interface cavaco-ferramenta. De acordo com Diniz et al (2000), a formação do cavaco influencia diversos fatores ligados à usinagem, tais como o desgaste da ferramenta, os esforços de corte, o calor gerado na usinagem, a penetração do fluido de corte, etc.

Portanto, o estudo dos fenômenos que ocorrem na formação do cavaco é imprescindível para definir alternativas que melhorem a vida da ferramenta, da qualidade da peça e da utilização da máquina-ferramenta. O objetivo deste tópico é descrever de forma resumida, os fenômenos que ocorrem na região de corte, durante o torneamento e o rosqueamento do aço inoxidável superduplex, bem como, suas consequências sobre a ferramenta e o material que está sendo usinado.

3.2.1 Generalidades do corte de metal

O processo de usinagem é um processo importante na fabricação de peças e componentes. Corte de metal está altamente interligado com campos como a transferência de calor, ciência dos materiais, química, lubrificação, revestimentos de superfície e *design* da máquina. Assim, na usinagem em geral é extremamente difícil de modelar um resultado sem levar em consideração

todos os campos apresentados. A figura 3.10 mostra que, durante o processo de usinagem, o material da peça é deformado plasticamente pela ferramenta de corte. Shaw (2005) define o processo de usinagem como uma operação muito complexa, com duas grandes características intrínsecas ao processo:

- Grandes taxas de deformação e de tensão no metal que está sendo cortado;
- Elevados esforços de corte e elevadas temperaturas são produzidos na interface cavaco-ferramenta.

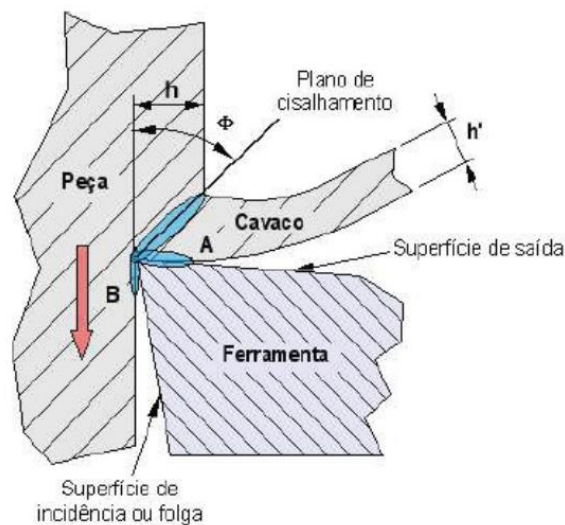


Figura 3.10 – Mecanismos de formação do cavaco na interface ferramenta cavaco. (adaptado de SHAW, 2005).

Os princípios básicos mostrados no diagrama da figura anterior devem ser considerados para a interface cavaco-ferramenta (SHAW, 2005). Esse modelo é simplificado e aborda as três principais regiões de deformação plástica: Zona de cisalhamento primário; zona de cisalhamento secundário sobre a superfície de saída da ferramenta; e zona de cisalhamento terciária relacionada à superfície de folga da ferramenta de corte.

A zona de cisalhamento primária é a área em que o cavaco é formado, assim o estudo nessa região está focado nas características, ou mecanismos de deformação plástica do material. Esses mecanismos são diferentes, dependendo do material analisado. A segunda região está entre o cavaco e a face da ferramenta e a terceira está entre a superfície usinada e a ferramenta.

Na zona cisalhamento secundário, tem-se o atrito e o desgaste da ferramenta ou da combinação ferramenta-material da peça. Essa é a principal zona de interação entre a ferramenta e o cavaco gerado, assim, o desgaste da ferramenta pode ocorrer de várias formas (desgaste adesivo, abrasivo, por difusão, fadiga ou oxidação). Portanto, a principal área de estudo está focada no comportamento do atrito que ocorre na zona de cisalhamento secundário junto à superfície de saída da ferramenta.

3.2.2 Formação e controle do Cavaco

O estudo do cavaco gerado durante a usinagem existe há dezenas de anos e, atualmente, continua sendo um item de muita atenção na usinagem. Embora o objetivo de usinagem seja de gerar superfícies usinadas com adequados padrões de acabamento e geometria, o estudo da formação de cavacos é muito importante devido ao consumo de energia consumida na formação e movimentação do cavaco na região do corte.

O conhecimento detalhado do processo de formação do cavaco é também necessário para a compreensão da precisão e da condição da superfície usinada do componente desejado (Trent et al., 2000).

3.2.2.1 Mecanismos de formação do cavaco

O cavaco é definido como a porção de material da peça, retirada pela ferramenta, caracterizando-se por apresentar forma geométrica irregular (SHAW, 2005).

Os primeiros estudos para explicar o mecanismo da formação do cavaco, consideravam que o fenômeno ocorria pela fratura do material à frente da aresta de corte da ferramenta. No entanto, esta suposição foi prontamente substituída pela teoria do plano de cisalhamento (SHAW, 2005). A deformação do material no corte ortogonal foi analisada qualitativamente e foi proposto um modelo no qual a deformação do cavaco ocorria pelo cisalhamento simples ao longo de planos sucessivos inclinados em relação à direção de corte, como mostra a figura 3.11.

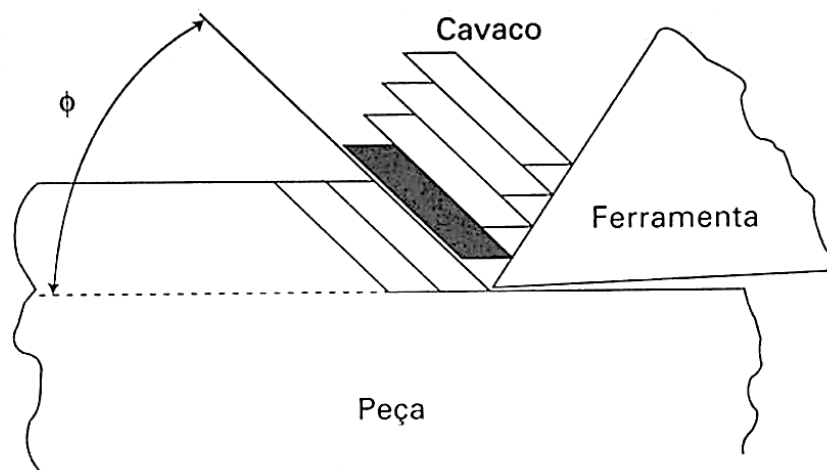


Figura 3.11 – Planos sucessivos de cisalhamento do cavaco adaptado (TRENT, 2000).

Segundo Trent (2000), o mecanismo de formação do cavaco é um processo cíclico e periódico que ocorre na região de cisalhamento do cavaco. Sua geração abrange quatro etapas:

- Deformação elástica (recalque);
- Deformação plástica;

- Ruptura (parcial ou completa)
- Escorregamento do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta.

A figura 3.12 mostra dois diagramas esquemáticos envolvendo peça ferramenta e cavaco.

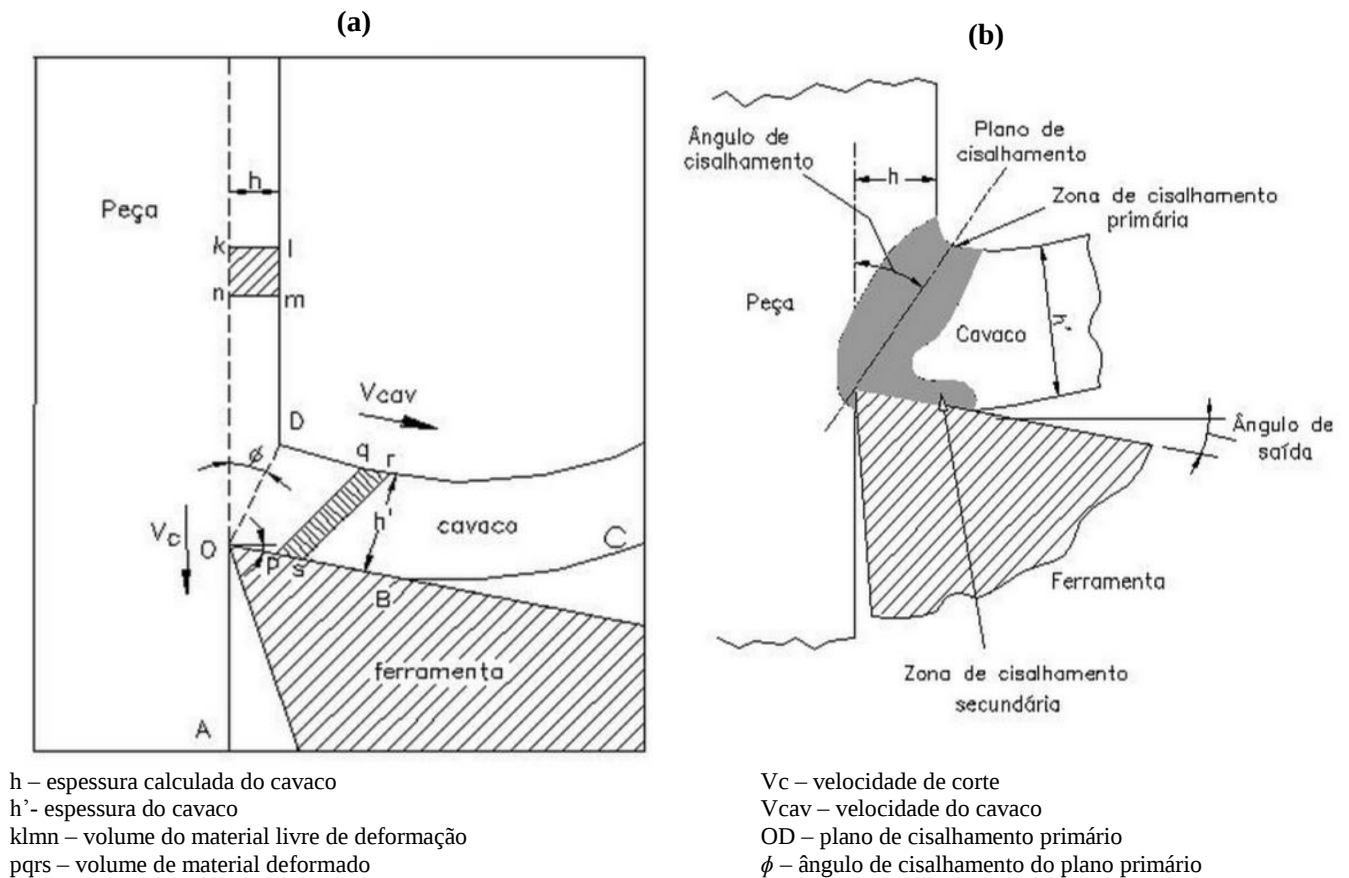


Figura 3.12 – Modelo de formação do cavaco na região do corte (a-b), (adaptado de TRENT et al., (2000).

A formação do cavaco em condições normais de trabalho, com ferramentas de metal duro, é um fenômeno periódico mesmo quando da formação do cavaco contínuo. Com o auxílio da Figura 2.7, pode-se entender melhor o processo de formação do cavaco em cada etapa.

1ª etapa – Durante a usinagem, a ação da ferramenta na peça recalca o volume $klmn$ e o metal começa a sofrer deformações elásticas, ver figura 3.12(a).

2ª etapa: Prosseguindo, o material da peça atinge o seu limite de escoamento e se deforma plasticamente. As deformações plásticas prosseguem e as tensões se elevam e ultrapassam o limite de resistência do material, promovendo a sua ruptura.

3ª etapa: A ruptura se inicia com a trinca no ponto O podendo prosseguir até o ponto D. A região destes campos de tensões e deformações plásticas, é conhecida como zona de cisalhamento primário. Esta região é simplificada e representada na Figura 3.12 por um plano definido pela linha OD. A extensão da trinca iniciada no ponto O é que vai determinar a classe do cavaco.

4ª etapa: Após o volume $klmn$ passar pela zona de cisalhamento primária, já deformado plasticamente, passa-se para um novo formato $pqrs$, e se movimenta sobre a superfície de saída da

ferramenta, definindo-se a região da zona de cisalhamento secundária, representada na Figura 3.12 (a) pelo plano OB mostrado. Na Figura 3.12 (b) são apresentadas as zonas de cisalhamento primário e secundário.

A espessura do cavaco em usinagem não é determinada apenas pela geometria da ferramenta e pela espessura do material a ser usinado, mas também pelas condições do contato existente na interface cavaco-ferramenta. O fato do processo de corte ser afetado por estes fatores difere fundamentalmente de outros processos de deformação de material, onde a forma final do material deformado é determinada pela forma ou pelo ajuste da ferramenta utilizada (SHAW, 2005).

Através da figura 3.12(b) percebe-se que a espessura h' do cavaco é maior que a espessura h do material a ser removido da peça. A este fenômeno dá-se o nome de recalque. O grau de recalque, Rc , representa o percentual de deformação sofrido pelo cavaco no plano de cisalhamento primário, e é definido pela seguinte relação (MACHADO et. al, 2009):

$$Rc = \frac{h'}{h} \quad (eq. 2)$$

A espessura do cavaco deformado pode ser obtida por medição direta da seção transversal do cavaco com o auxílio de um micrômetro. A grandeza h é determinada pelas condições de usinagem através da eq. (2.1).

$$h = f \cdot \text{sen } Xr \quad (eq. 2.1)$$

onde, Xr é o ângulo de posição da ferramenta de corte.

O ângulo de cisalhamento ϕ pode ser calculado através da medição da espessura do cavaco, h' , assim:

$$\text{tg} \Phi = \frac{\cos \gamma_n}{Rc - \text{sen } \gamma_n} \quad (eq. 3)$$

Onde γ_n é o ângulo de saída da ferramenta de corte medido no plano de corte

A equação 3 mostra que o conhecimento do ângulo de cisalhamento permite estimar a espessura do cavaco através das condições de corte pré-ajustadas. O ângulo de cisalhamento e o grau de recalque do cavaco são os indicadores da deformação da zona de cisalhamento primária. Altos valores do grau de recalque correspondem a baixos valores do ângulo de cisalhamento e isso indica grandes deformações na zona de cisalhamento primária. Experimentalmente, o ângulo de

cisalhamento e, conseqüentemente, o grau de recalque, dependem dos materiais da peça e da ferramenta e das condições de corte.

3.2.2.2 Interface cavaco ferramenta

Dentre vários problemas que podem ser encontrados na usinagem, um dos principais é saber quais fenômenos efetivamente ocorrem na região da interface cavaco-ferramenta, uma vez que sua visualização não é possível devido à presença do material removido durante o processo de usinagem.

De acordo com Trent (2000), as condições em que o escorregamento do cavaco sobre a superfície de saída acontece influenciam fortemente todo o processo. Os principais fatores são: mecanismo de formação do cavaco, força de usinagem, calor gerado durante o corte, e conseqüentemente na temperatura de corte, mecanismos e taxa de desgaste das ferramentas de corte. Assim sendo, é de extrema importância entender como o trabalho se processa, ou seja, conhecer como ocorre o movimento do cavaco ao longo da superfície de saída da ferramenta.

Astakhov (2006) cita que os principais aspectos tribológicos na interface cavaco ferramenta são: o comprimento de contato entre cavaco e ferramenta, a velocidade de deslizamento, a força normal e de atrito na interface cavaco ferramenta, a tensão de cisalhamento do cavaco nesta região e por fim o entendimento da temperatura média do contato na interface cavaco-ferramenta. A figura 3.13, mostra em detalhe a região de contato cavaco e ferramenta com a representação das forças normal e de atrito nesta região.

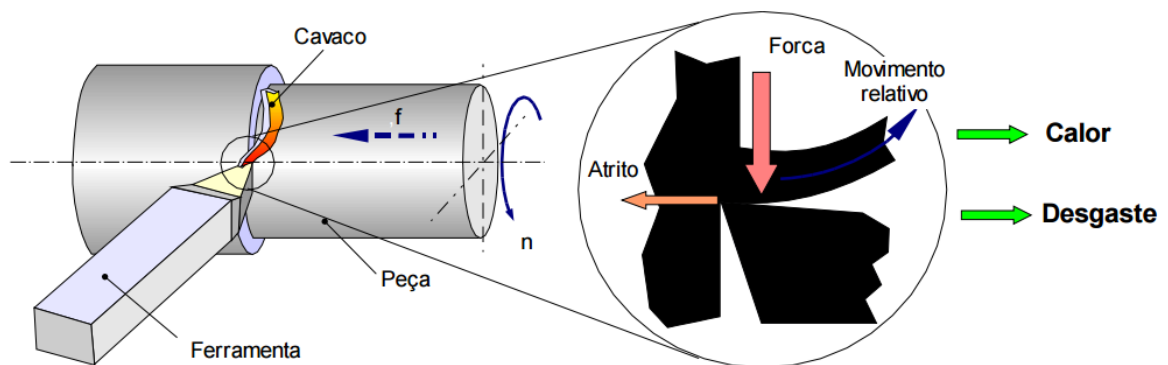


Figura 3.13 – Detalhe da região de contato do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta de corte
(adaptado de ASTAKHOV, 2006)

Os fenômenos que ocorrem na interface cavaco-ferramenta não são totalmente esclarecidos. Atualmente, uma das teorias mais aceitas no meio científico foi proposta por Trent et al. (2000) e assume a existência de uma região delimitada entre o cavaco e a ferramenta, denominada zona de aderência. Nas proximidades da zona de aderência, existe uma região chamada zona de escorregamento. Ambas as zonas são indicadas na Figura 3.14, sendo que a linha BC representa a zona de aderência e a linha CD representa a zona de escorregamento.

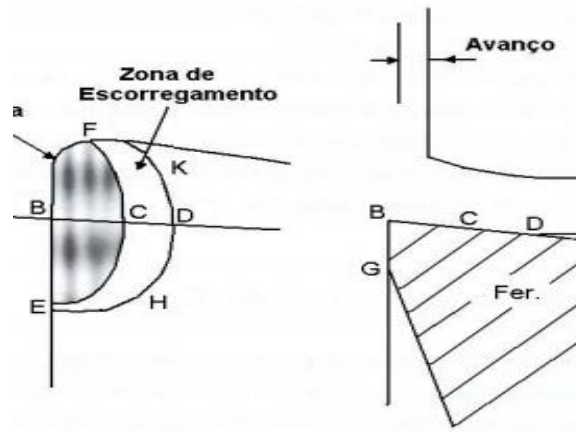


Figura 3.14 – Região de contato entre cavaco - ferramenta (Trent et al, 2000).

Shaw (2005) explica que a formação do cavaco ocorre na região de cisalhamento e pode ser explicada em termos de comportamento do material durante o processo de deformação. Outra evidência da existência da zona de aderência está relacionada ao atrito na usinagem. Em algumas situações especiais pode-se suprimir a zona de aderência, prevalecendo apenas as condições de escorregamento. É preciso, portanto, entender como se processa o movimento do cavaco ao longo da superfície de saída da ferramenta.

Diferentemente, pode ocorrer a situação da existência da aresta postiça de corte (APC), sendo este um fenômeno que pode ocorrer a baixas velocidades de corte.

A presença da APC vai alterar completamente a geometria da cunha cortante, com efeitos em todo o processo de usinagem, como na força e temperatura de corte, desgaste das ferramentas e acabamento superficial (Trent et al., 2000).

O movimento do cavaco na zona de aderência ocorre por cisalhamento do material. Bem próximo à interface, é formada uma zona de cisalhamento intenso que é chamada zona de fluxo, mostrada na Figura 3.15. Considera-se que exista uma camada estacionária de material na interface cavaco-ferramenta e a velocidade do cavaco aumenta à medida que se percorre sua espessura, até que se chegue ao fim da zona de fluxo, onde termina o cisalhamento e o fluxo do cavaco se torna constante.

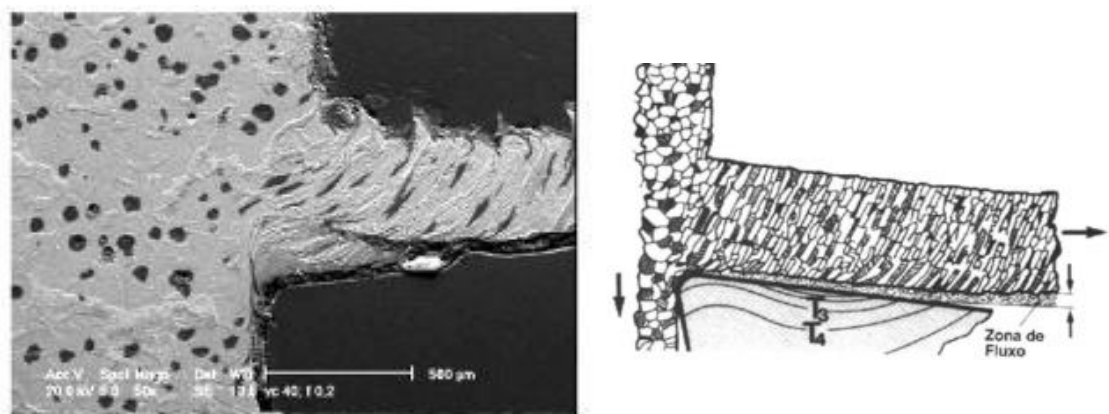


Figura 3.15 – Zona de fluxo dentro do cavaco adaptado de TRENT et al. (2000).

Segundo Astakhov (2006), as condições na interface de escorregamento ou aderência dependem do par tribológico ferramenta-peça, do tempo de usinagem e da velocidade de corte. As condições de aderência são favorecidas por altas velocidades de corte, longos tempos de usinagem e pequenas diferenças entre o material da peça e da ferramenta. Quanto menor o ângulo de saída da ferramenta, maior o comprimento de contato entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta, com isso, maior será a zona de aderência e quanto maior a zona de aderência, maiores serão as temperaturas e as forças de usinagem.

3.2.2.3 Classificação dos cavacos

Trent et al. (2000) explica que os cavacos podem ser classificados em diferentes tipos e formas de acordo com a natureza dúctil ou frágil do material usinado e com as condições de usinagem empregadas. No processo de usinagem com uma ferramenta de corte, quando um cavaco deixa a zona de formação durante a usinagem de materiais dúcteis, estes cavacos serão contínuos, enquanto os cavacos gerados na usinagem de materiais frágeis são descontínuos. Segundo Shaw (2005), os cavacos podem ser morfologicamente classificados em contínuos, parcialmente contínuos, descontínuos e segmentados, como mostra o diagrama na figura 3.16.

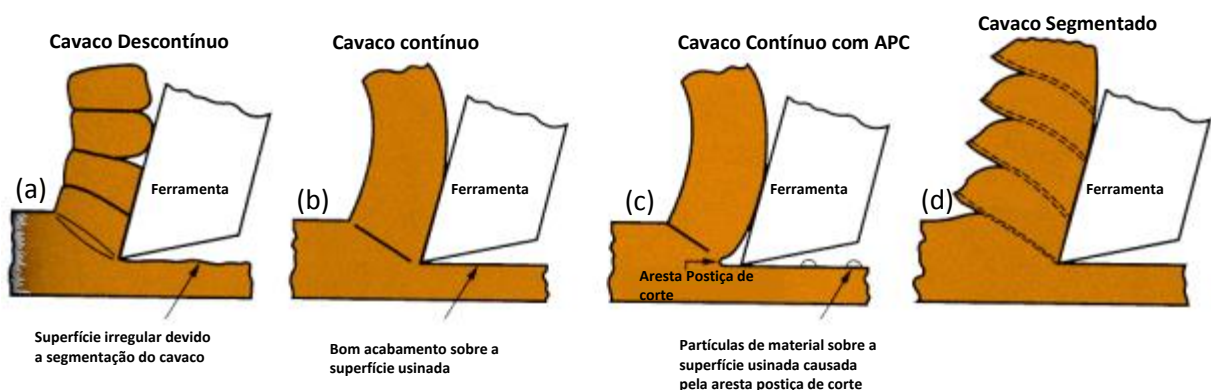


Figura 3.16 – Tipos de cavacos: (a) cavaco descontínuo; (b) cavaco contínuo; (c) cavaco contínuo com APC e (d) Cavaco segmentado (adaptado de TRENT et al., 2000).

Todos os fatores geométricos que influenciam a forma do cavaco durante o processo de usinagem, têm características que estão relacionadas com o material da peça de trabalho, material e geometria da ferramenta, a condição do corte e os parâmetros de corte empregados ao processo. Na prática, o controle da forma do cavaco se dá em função do contato cavaco ferramenta, ou seja, movimento do cavaco sobre a superfície de saída da ferramenta (CHILDS, et al., 2000).

- A geração do cavaco descontínuo é muito comum na usinagem de metais frágeis, ou materiais contendo pontos de concentração de tensão, como as lamelas de grafite na usinagem dos ferros fundidos ou as inclusões de sulfeto de manganês, por exemplo. Esse tipo de cavaco ocorre também na usinagem de alguns materiais menos frágeis, sob as condições de baixa velocidade de corte, alto avanço e com ângulo de saída pequeno (Fig. 3.16a). A fratura do material ocorre quando o

cavaco não se deforma plasticamente e, assim, uma trinca é gerada na região de corte, que se propaga a partir da aresta de corte para a superfície livre. Como resultado deste processo, o cavaco se divide em pequenos segmentos de forma cíclica (TRENT et al., 2000).

- O cavaco contínuo (Fig. 3.16b) é comumente encontrado na usinagem de materiais de alta ductilidade, como, por exemplo, aços liga, aços ao carbono, cobre e alumínio, pois são usinados com velocidades de corte relativamente altas. A razão disto é porque o material dúctil não fratura no plano de cisalhamento. Cabe ressaltar que, nestas condições, o corte é um estado estacionário ao processo, ou seja, a formação de cavaco contínuo está associada com forças de corte reduzidas que geralmente resultam em bom acabamento superficial (BOOTHROYD, et. al, 2006). Este tipo de cavaco é formado quando o material é recalcado ao chegar à aresta de corte sem que, no entanto, ocorra o rompimento deste, deslizando então, pela superfície de saída da ferramenta (SHAW, 2005);

- O cavaco contínuo com APC (aresta postiça de corte - Fig. 3.16c) é conhecido também como o cavaco contínuo gerado a partir de uma aresta postiça (ou gume postiço). Esse cavaco é constituído por um depósito de material da peça que adere à face de corte da ferramenta, e que ocorre, mais frequentemente, na usinagem de materiais com baixa condutividade térmica, como as ligas a base de Cromo, Titânio e Níquel. A segmentação ocorre em velocidades mais moderadas, o calor gerado não se dissipa rapidamente durante o escoamento do cavaco e, como o atrito nessa região é alto, possibilita então a integração de pequenos fragmentos do cavaco não deformados sobre a superfície da ferramenta. A adesão do material na aresta de corte é criada naturalmente pelo processo, é denominada aresta postiça de corte. Com o passar do tempo, essa aresta tende a crescer até atingir um tamanho crítico e, em seguida, desintegra-se da superfície da ferramenta. Este é um processo cíclico durante a usinagem, no qual ocorre a formação de cavacos segmentados. Os efeitos da formação da aresta postiça de corte sobre a superfície da ferramenta de corte, será discutido no item que aborda o desgaste das ferramentas de corte.

- O cavaco segmentado (Fig. 3.16d), é caracterizado por regiões de cisalhamento intenso, são levemente deformados. O cavaco cisalhado é gerado no plano tangente à face inclinada da ferramenta, denominado plano de cisalhamento. Ocorre principalmente quando a trinca, ao propagar-se pelo plano de cisalhamento, provoca a ruptura total do cavaco, que, em seguida, é soldado devido à pressão e às temperaturas atuantes no processo de corte. O cavaco cisalhado é produzido na usinagem de materiais dúctil e tenaz com altas velocidades de corte e de avanço. Como consequência, o resultado final costuma ser um cavaco que não é interrupto como o cavaco contínuo, e nem fragmentado como o cavaco descontínuo, constituindo assim um meio termo entre os dois (SHAW, 2005);

A norma ISO 3685-1993 fornece uma classificação global da forma dos cavacos que são geralmente produzidos em operações de usinagem de metais, esta classificação pode ser vista na figura 3.17.

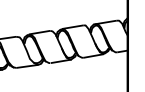
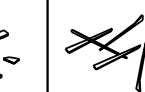
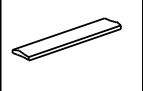
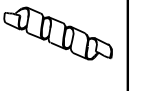
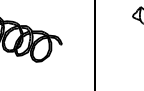
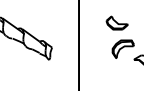
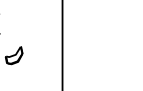
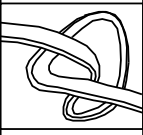
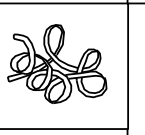
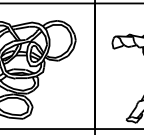
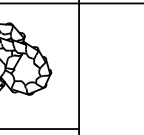
1- Cavaco em fita	2- Cavaco tubular	3- Cavaco espiral	4- Cavaco hel. tipo arruela	5- Cavaco hel. cônico	6- Cavaco em arco	7- Cavaco simples	8- Cavaco tipo agulha
							
1-1- Longo	2-1- Longo	3-1- Plano	4-1- Longo	5-1- Longo	6-1- Conect.		
							
1-2- Curto	2-2- Curto	3-2- Cônico	4-2- Curto	5-2- Curto	6-2- Solto		
							
1-3- Emaranhado	2-3- Emaranhado		4-3- Emaranhado	5-3- Emaranhado			

Figura 3.17 – Classificação da forma do cavaco de acordo com a ISO 3685-1993.

Para um dado conjunto de condições de corte, a formação do cavaco permanecerá inalterada, a menos que um dos fatores relatados anteriormente sofra alguma alteração. A análise da formação do cavaco pode, portanto, ser um indicador útil para reproduzir condições de corte testadas anteriormente. Neste contexto, por exemplo, pode ser utilizado como (SHAW, 2005):

- Um indicador na mudança das condições de corte, durante um teste de vida útil da ferramenta;
- Um parâmetro para indicar diferentes estabilidades nas condições de corte;
- Um indicador de mudança da usinabilidade das peças de trabalho;
- Ou como indicador de falha inesperada da ferramenta.

Consequentemente, o entendimento das características do cavaco e sua forma, podem ser utilizados como uma informação para a determinação da seção transversal e comprimento do cavaco (SHAW, 2005). Portanto, o conhecimento da morfologia do cavaco é de extrema importância, para se determinar e avaliar o comportamento da usinagem.

3.2.3 Atrito na usinagem

As superfícies em contato e o meio no qual estão inseridas são denominados sistemas tribológicos, assim sendo, na usinagem o par ferramenta-peça constituem um sistema tribológico e os fenômenos relacionados ao movimento relativo entre a ferramenta e a peça são avaliados considerando o atrito, desgaste e lubrificação.

O atrito é definido como a resistência oferecida ao movimento relativo entre duas superfícies que estão em contato devido a uma carga normal (HUCTCHINGS, 1992; BAYER, 1994) e está associado com a perda de energia total em um sistema que tenha algum movimento relativo. A principal forma de perda ocorre por calor. Contudo, uma pequena parte da energia é absorvida pela superfície podendo provocar alterações denominadas desgaste (BAYER, 1994). Nos processos de fabricação existem vários fenômenos que podem ser mais bem explicados pela tribologia, tais como: desgaste da ferramenta de corte, evolução das forças de corte e da temperatura, entre outros.

Trent e Wright (2000) concluíram que na interface cavaco-ferramenta, ou seja, na zona secundária de cisalhamento, o cavaco inicialmente se adere à superfície de saída da ferramenta, na chamada zona de aderência. Isso ocorre porque o processo de usinagem dos metais aplica pressões normais muito grandes à superfície de saída da ferramenta, fazendo com que haja uma área de contato total entre a superfície de saída e a superfície do cavaco. Assim, a área de contato não depende mais da força normal e o conceito clássico de atrito baseado na Lei de Coulomb ($F_a = \mu N$) não é válido nesta situação e a força de atrito é aproximadamente a tensão de cisalhamento admissível do material mais fraco, no caso o do cavaco. Logo depois da zona de aderência, o cavaco então começa a escorregar numa região chamada zona de escorregamento, com velocidade constante e coeficiente de atrito de escorregamento também constante, e então o cavaco perde contato com a ferramenta. O comprimento da zona de contato depende da velocidade de corte, da geometria da ferramenta e dos materiais da peça e da ferramenta (FOX-RABINOVICH et al. 2006).

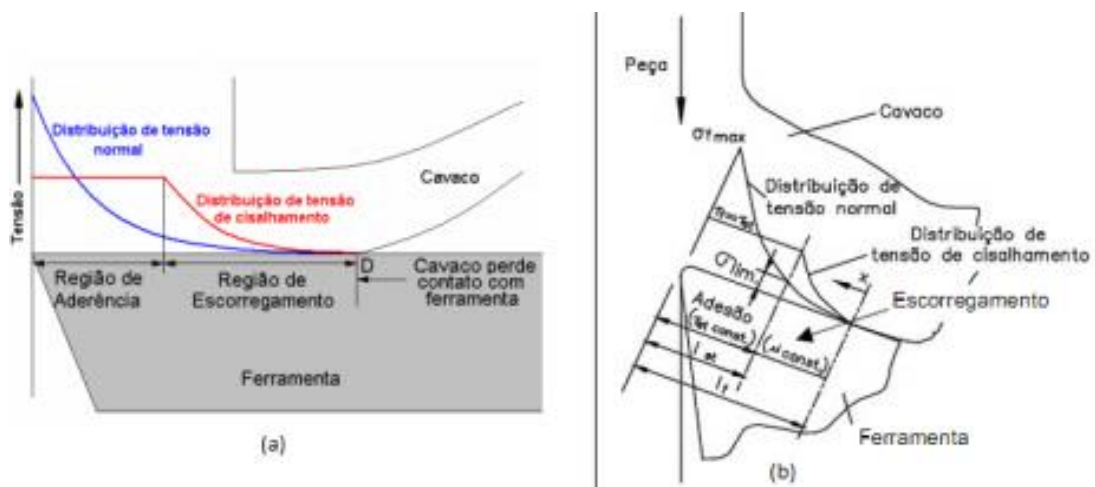


Figura 3.18 – Modelo de distribuição de tensões na ferramenta durante o corte (Trent, 2000).

O modelo de distribuição de tensões proposto por Zorev (1966), mostrado na figura 3.18, indica que a tensão de cisalhamento é constante nas proximidades da ponta da ferramenta e passa a decrescer a partir de um certo ponto, até chegar a zero, como é mostrado na figura 3.18(a). Ainda de acordo com o modelo, a tensão normal é máxima na ponta da ferramenta e decresce exponencialmente até chegar a zero, onde ocorre a perda de contato do cavaco com a ferramenta. As elevadas tensões de compressão na ponta da ferramenta e o fato de a tensão de cisalhamento não variar com a tensão normal, indica que nas proximidades da ponta da ferramenta ocorre o contato total entre a raiz do cavaco e a superfície de saída da ferramenta. O modelo de distribuição de tensões de Zorev (1966), referenciado por Trent e Wright (2000) e Shaw (2005), também evidencia a existência das zonas de aderência e de escorregamento na interface cavaco-ferramenta, na ausência de aresta postiça de corte (APC)

3.2.4 Temperatura de corte

No processo de usinagem, a remoção de material, resulta na geração de calor. As temperaturas geradas durante o corte estão diretamente relacionadas com os parâmetros de corte empregados no processo de usinagem, tais como, velocidade, avanço e profundidade de corte, bem como também, a utilização ou não de fluidos de corte.

Praticamente toda a energia mecânica associada à formação do cavaco se transforma em energia térmica. Stepheson et al. (1997) afirmam que as principais fontes de calor no processo da formação do cavaco ocorrem devido à deformação plástica do cavaco na região de cisalhamento, ao atrito do cavaco com a superfície de saída da ferramenta e ao atrito da peça com a superfície de incidência da ferramenta, conforme é mostrado na figura 3.19.

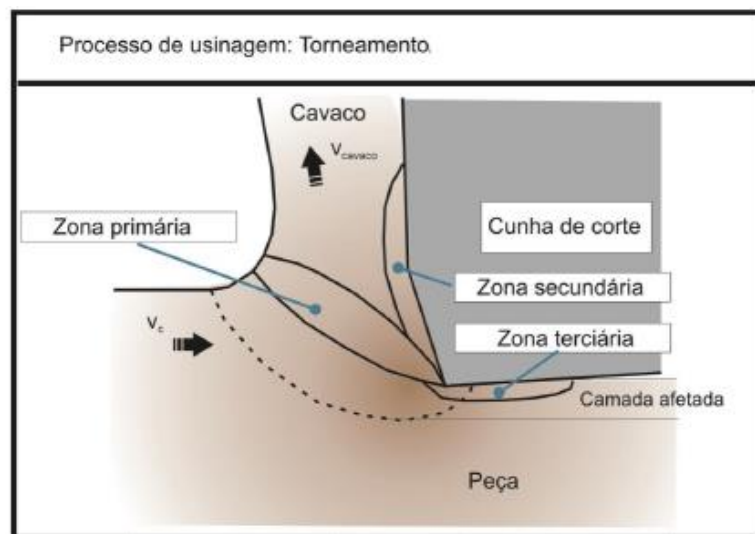


Figura 3.19 – Região de geração de calor na usinagem. Modelo adaptado de (TRENT, 2000).

Shaw (2005) afirma que aproximadamente 98% da energia gerada na usinagem é convertida em calor e isto pode causar temperaturas elevadas na interface cavaco-ferramenta.

Durante a usinagem, boa parte do calor gerado na zona de cisalhamento primária é dissipado pelo cavaco, e a outra pequena parte é conduzida à peça, como é mostrado na figura 3.20. Esta pequena parcela de calor é responsável por uma elevação da temperatura superficial da mesma. O calor gerado na região de cisalhamento primário praticamente não tem influência na temperatura da ferramenta, pois o calor aqui se deve a formação do cavaco, e o tempo que uma porção do cavaco passa sobre a superfície de saída da ferramenta é muito pequeno para poder conduzir calor (TRENT et al. 2000). Segundo Shaw (2005), a distribuição de temperatura no cavaco não segue um modelo uniforme, causando uma distribuição de tensões irregular, que é uma das razões da curvatura dos cavacos.

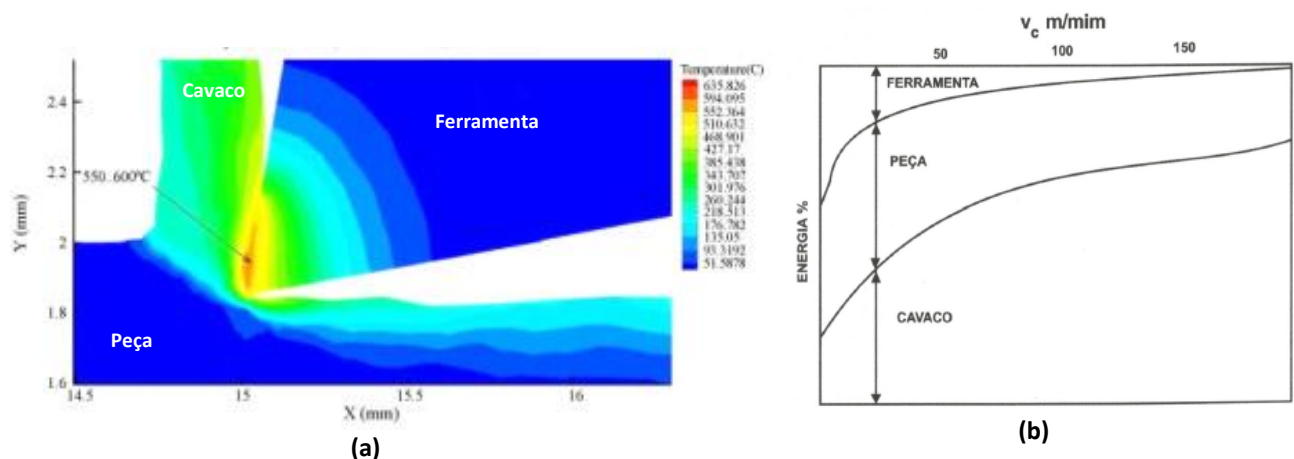


Figura 3.20 – (a) Distribuição da temperatura na interface ferramenta-cavaco-peça, durante a usinagem de um aço AISI 1045 (b) Distribuição da dissipação da energia x velocidade de corte (adapto de ASTAKHOV, 2006).

A maior fonte de calor para o aumento da temperatura da ferramenta de corte ocorre na zona de cisalhamento secundária, como mostra a figura 3.20. O aumento da temperatura causa efeito direto na taxa de remoção de material. As altas temperaturas atingidas nesta região são determinantes na evolução dos mecanismos de desgaste que ocorrem por efeito térmico, diminuindo assim, sua vida útil. Gekonde e Subramanian (2002) estudaram as influências dos fenômenos tribológicos da interface ferramenta-cavaco e observaram que, com o aumento da velocidade de corte, as condições de aderência tornam-se mais significativas, provocando assim, um aumento da temperatura na região do contato cavaco-ferramenta, propiciando a ocorrência de processos termicamente ativados nesta região. A temperatura que ocorre nesta região pode chegar a mais de 1000°C por um espaço curto de tempo. Com isso, o desgaste na superfície de saída da ferramenta é causado, principalmente, por mecanismos químicos de difusão. Gekonde e Subramanian (2002) também verificaram que o desgaste por difusão pode ser minimizado pelo revestimento da ferramenta com um composto que tenha uma solubilidade inferior com o material de trabalho.

Durante a usinagem, os aços inoxidáveis apresentam uma tendência a deformarem plasticamente na região de formação do cavaco e assim contribuem para a formação do encruamento superficial. O encruamento superficial significa um aumento considerável na dureza da

peça, fato este motivado pela deformação plástica ocorrida durante o processo de usinagem (OUTUKUMPU, 2005). A figura 3.21 mostra os efeitos da temperatura de corte e das condições tribológicas gerados na peça usinada.

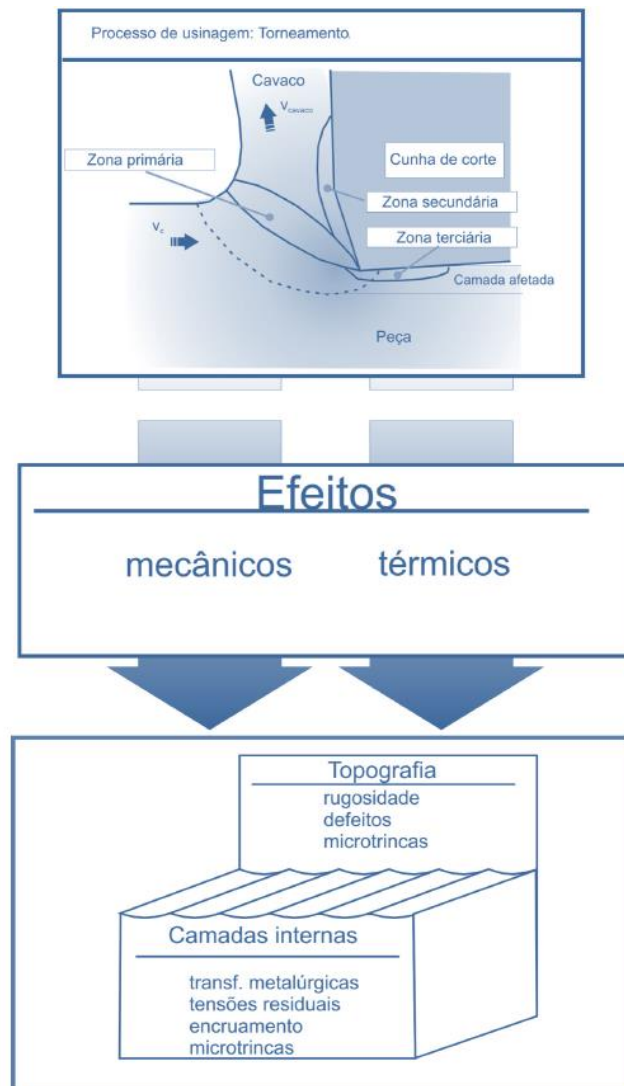


Figura 3.21 – Efeito da usinagem na integridade da superfície (adapto de ASTAKHOV, 2006).

Portanto, é extremamente importante conhecer as condições tribológicas na zona de formação do cavaco. Astakhov (2006) comenta que o entendimento das condições tribológicas na interface ferramenta-cavaco-peça no processo de corte pode resultar no aumento da eficiência do sistema de corte, na redução do desgaste da ferramenta e na melhora da superfície usinada.

3.2.5 Esforços de usinagem

Trent (2000) afirma que a área de contato na superfície de saída da ferramenta em particular, é vista como uma região muito importante para controlar os mecanismos de corte e, portanto, torna-se um ponto de foco para a pesquisa sobre a usinagem. Não somente as forças de corte, mas também as temperaturas, taxa de desgaste da ferramenta de corte e a usinabilidade dos materiais de trabalho estão intimamente relacionados com o que ocorre na superfície de saída da ferramenta de corte (SHAW, 2005).

Em processos de corte tangencial, no caso o torneamento e o rosqueamento, surge uma força de usinagem (F_u) que é a resultante das forças de reação da ferramenta, e que atuam sobre a superfície inferior do cavaco. A força de usinagem (F_u) é avaliada como uma ação da peça sobre a ferramenta, cuja direção e sentido não são antecipadamente conhecidos, nem sua intensidade passível de medição. Prefere-se, portanto, trabalhar com as componentes da força de usinagem, segundo as diversas direções conhecidas, e associadas aos movimentos comuns na usinagem (SHAW, 2005).

Ferraresi (1977), por convenção, explica que a força de usinagem é a força total que atua sobre a aresta da ferramenta de corte durante o processo de usinagem. Ou seja, deve ser considerada uma distribuição de forças aplicadas sobre a ferramenta, sendo a força resultante tridimensional chamada força de usinagem – (F_u). As principais forças convencionalmente medidas são:

- Força de Corte – F_c : É a projeção da força de usinagem sobre a direção do corte;
- Força de avanço – F_f : É a projeção da força de usinagem sobre a direção de avanço;
- Força de profundidade – F_p : Conhecida também como força passiva, é a força perpendicular ao plano de trabalho.

A figura 3.22 ilustra as decomposições da força de usinagem.

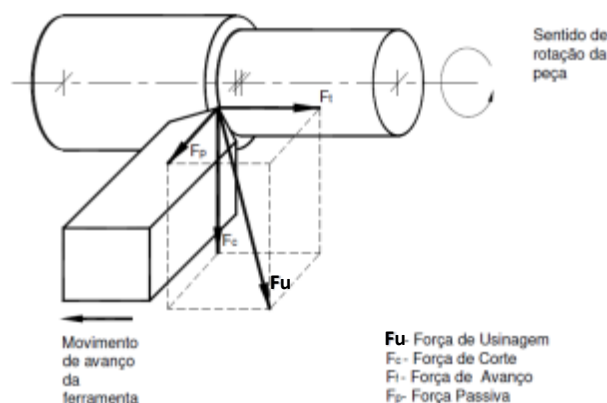


Figura 3.22 – Forças de usinagem no processo de torneamento (DINIZ et al.,2001).

Segundo Trent (2000), o conhecimento das forças de corte é necessário para contribuir para o entendimento do processo de usinagem. Além disso, a força de corte pode ser um importante indicador da usinabilidade, constituindo um parâmetro importante na tomada de decisões sobre o material a ser usado em determinada operação.

O conhecimento das forças de corte se torna importante, pois influenciam as deflexões na ferramenta e na peça, afetando as dimensões finais do componente usinado. Também são responsáveis pelo aparecimento de fenômenos de vibrações.

Durante a usinagem de materiais dúcteis, como é o caso do aço inoxidável superduplex, as forças de cortes, são consideravelmente altas devido à elevada deformação plástica do material usinado, e também em função do maior tempo de contato entre cavaco e ferramenta, aumentando assim, a força de atrito (KONIG et al. 1994).

A força de usinagem é alterada sob as diferentes condições da interface cavaco ferramenta. Ou seja, ela é altamente dependente da maneira com que o cavaco se movimenta sobre a superfície de saída da ferramenta, e depende também da força necessária para cisalhar o material no plano de cisalhamento primário. Assim, considerando o processo de formação do cavaco, a força de usinagem pode ser considerada dependente de dois fatores principais (Trent, 2002):

- Área dos planos de cisalhamento primário e secundário;
- Resistência ao cisalhamento do material da peça no plano de cisalhamento primário e secundário.

Qualquer parâmetro que afete esses fatores terá um efeito direto sobre as forças de corte. Os principais são: material da peça e da ferramenta; geometria da ferramenta; desgaste da ferramenta; lubrificação; refrigeração; velocidade de corte; avanço; profundidade de corte.

De fato, é de extrema importância conhecer as grandezas que se fazem presentes durante a usinagem. Estudos realizados por pesquisadores desenvolveram dinamômetros que foram criados para registrar as forças e tornar seus resultados possíveis de serem estudados. Desta forma, durante a metodologia, será descrita, de forma detalhada, o uso destes equipamentos, empregados para mensurar os esforços no torneamento.

3.3 Usinagem dos Aços inoxidáveis

3.3.1 Usinabilidade dos Aços inoxidáveis

A Usinabilidade pode ser definida como a capacidade que possui um metal de ser trabalhado com maior ou menor facilidade, através de ferramentas de corte, sob determinadas condições de usinagem (TRENT et al, 2000). A usinabilidade é determinado por meio de um conjunto numérico comparativo, conhecido também como índice de usinabilidade, que determina ao material, um conjunto de propriedades de usinagem em comparação a outro.

Assim sendo, entendem-se como propriedades de usinagem para um determinado metal, aquelas que expressam o seu efeito sobre grandezas mensuráveis, inerentes ao processo de usinagem, tais como os seguintes fatores:

- Vida da ferramenta;
- Acabamento superficial da peça usinada;
- Taxa de remoção do cavaco;
- Controle do cavaco – quebra;
- Produtividade;
- Forças de usinagem.

A usinabilidade depende também de muitas variáveis intrínsecas ao processo de usinagem. A seguir são listadas algumas das variáveis de usinagem que podem afetar a usinabilidade:

- Condições de usinagem;
- Características da ferramenta;
- Condições de refrigeração;
- Rigidez do sistema máquina-peça-ferramenta;
- Tipo de operação a ser executada pela ferramenta.

Diversos fatores influenciam na usinabilidade dos materiais. Dentre estes, o mais importante é a sua composição química. Alguns materiais podem ser adicionados como elementos de liga em aços, com a função de melhorar alguma característica de usinagem destes. Estes materiais são chamados aditivos de corte fácil.

Os aços inoxidáveis são conhecidos por sua baixa usinabilidade, o que se traduz na usinagem com uma vida de ferramenta pequena, taxa de remoção de material limitada, forças de corte elevadas, alta potência – devido à sua alta resistência mecânica em temperaturas elevadas – rápido encruamento durante a usinagem (LIN, 2002).

Os aços inoxidáveis, de maneira geral, apresentam comportamentos distintos na usinagem quando comparado com outros aços. Isso está relacionado com a grande variedade de aços inoxidáveis disponíveis. 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).

3.3.2 Principais fatores que influenciam na usinagem dos aços inoxidáveis superduplex

De maneira geral, as características que dificultam e aumentam o custo da usinagem dos aços inoxidáveis superduplex são devidas às seguintes propriedades:

- Alta tenacidade e ductilidade;
- Baixa condutividade térmica.

As principais dificuldades encontradas na usinagem do aço inoxidável quando comparado com outros aços são:

- Alta taxa de encruamento, contribui para modificações mecânicas e comportamento heterogêneo na superfície usinada, favorecendo a formação instável de cavacos e contribuindo para o surgimento de vibrações (SAOUBI et al, 1999);
- A capacidade de condução térmica desempenha um papel importante na usinagem dos metais. Quanto maior for a porcentagem do calor originado na zona de corte eliminado juntamente com os cavacos, melhor será o rendimento do processo. O aço inoxidável, devido à sua composição química, é um péssimo condutor térmico, refletindo em mais calor gerado e não dissipado na zona de corte, gerando assim a presença de fenômenos físico-químicos na ferramenta de corte, expondo-a ao mecanismo de deformação plástica da aresta de corte. A condução de calor dos aços inoxidáveis é quatro vezes inferior em relação ao valor encontrado na usinagem de um aço ligado ao carbono (NEVES et al., 2003). A figura 3.23 demonstra a variação da condutividade térmica entre as classes de aços inoxidáveis e um aço carbono de alta liga.

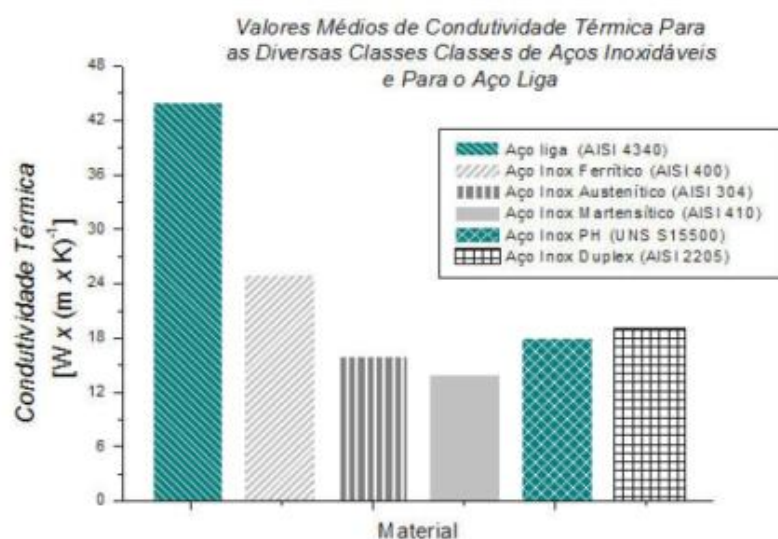


Figura 3.23 – Comparativo da condutividade térmica entre as classes de aços inoxidáveis e o aço liga 4340 (NEVES et al., 2003).

- Alta tenacidade à fratura proporciona elevada temperatura de corte e dificulta a quebra de cavacos, resultando na baixa qualidade superficial. Durante o processo de usinagem, o aço inoxidável superduplex forma cavacos longos devido a sua ductilidade. Esses, por sua vez, aderem sobre a superfície de saída da ferramenta e facilitam a formação da aresta postiça de corte. A dificuldade de usinagem se deve também à característica de endurecimento que estes aços apresentam quando trabalhado, em outras palavras, o material apresenta uma tendência ao encruamento;

- Aresta postiça de corte é usualmente encontrada na usinagem dos aços inoxidáveis superduplex e podem aparecer em velocidades de corte mais altas, devido a sua alta resistência à fratura e altas taxas de encruamento (JIANG et al., 1996). Fatores como a alta taxa de endurecimento durante a usinagem e a alta ductilidade explicam a tendência do material formar aresta postiça na ferramenta durante a usinagem. Os cavacos removidos durante a usinagem exercem alta pressão na ponta da ferramenta, proporcionando elevadas forças de corte, assim quando combinada com a alta temperatura na interface cavaco/ferramenta, ocasiona adesão de pequenas quantidades de cavacos. Isto contribui para a adesão dos aços inoxidáveis superduplex, que aderem à ferramenta e os cavacos frequentemente permanecem colados à ferramenta após o corte. Quando o cavaco se desprende, pode levar consigo fragmentos da ferramenta. Isto é particularmente evidente ao cortar com ferramentas de metal duro, que apresentam desempenhos ruins (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. Esses aços apresentam grandes comprimentos de contato cavaco-ferramenta, o que gera altos valores de forças de usinagem e elevadas temperaturas além de promover um acelerado desgaste das ferramentas de corte (KORKUT et al., 2004);

- A geração de rebarbas é comum em usinagem de aços inoxidáveis, o 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, 2010). Segundo Biermann et al. (2007), na usinagem de aços inoxidáveis austeníticos e duplex ocorrem maiores formações de rebarbas devido à alta tenacidade e baixa condutividade térmica do material. Tekiner et al. (2004) explicam que, em geral, as rebarbas formadas na saída da ferramenta no corte são resultantes de ângulos de ferramentas negativos no chanfro da aresta e impõem dificuldades ao processo de corte;

- A baixa usinabilidade é consequência também da composição necessária para que estes aços apresentem elevada resistência mecânica e à corrosão. Os teores de cromo, níquel e molibdênio causam altas deformações plásticas, que aumentam as forças de usinagem (MARQUES, 2007). No caso do aço inoxidável duplex, sua usinabilidade ainda é mais crítica, pois é frequentemente comparada ao seu PRE_N (PARO, 2006). 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, 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. Paro (2006) afirma que a maior porcentagem de cromo no aço inoxidável superduplex contribui para um maior coeficiente de atrito e a afinidade química entre ferramentas de metal duro revestidas e a camada de passivação do material (Cr_2O_3) promove adesão no contato peça-ferramenta, resultando em um maior desgaste da ferramenta.

- Problemas particulares aparecem durante o corte de superfícies severamente endurecidas pelo trabalho a frio, tais como aquelas deixadas por uma operação de usinagem anterior. Os aços inoxidáveis com alto teor de cromo e níquel, como é o caso dos aços superduplex, tendem a endurecer por tensão residual, ocasionando mudanças na estrutura do material e aumentado notavelmente a dureza da superfície. Isto contribui para o aumento considerável do desgaste da ferramenta de corte. Os efeitos da tensão residual oriunda do processo de usinagem podem ser minimizados, tanto pelo reforço da aresta de corte, quanto pela variação da profundidade de corte, de modo que o desgaste seja homogêneo sobre o gume principal da aresta de corte (SHAW, 2005). Em casos de usinagem de peças com superfícies endurecidas por tensão residual, aconselha-se uma combinação adequada da profundidade de corte e do avanço de usinagem, que garantam que o corte ultrapasse a região endurecida e minimize os níveis de tensão. A velocidade de corte deve ser reduzida, pois regiões endurecidas por tensão residual geram temperaturas elevadas. Tensões residuais podem ser de compressão na superfície da peça. Na figura 3.24, Shaw (2005) mostra a origem da tensão residual de tração em um material dúctil durante a usinagem. Um corpo **mn** no nível da superfície acabada está sujeito à tensão de compressão antes de atingir a aresta de corte da ferramenta. Para o material dúctil, grande quantidade de energia de deformação será estocada em **mn** e, após a passagem da aresta de corte por esta superfície, essa energia será liberada. Se essa energia for relativamente alta e rapidamente transpassada em função de elevada velocidade de corte, a expansão de **mn** com a passagem da aresta de corte pode se exceder, resultando em uma tensão residual de tração. Este valor de tensão de tração diminui com o aumento da profundidade abaixo da superfície, e é mais pronunciado em operações de usinagem com ferramentas desgastadas ou com pequeno ângulo de folga (SHAW, 2005);

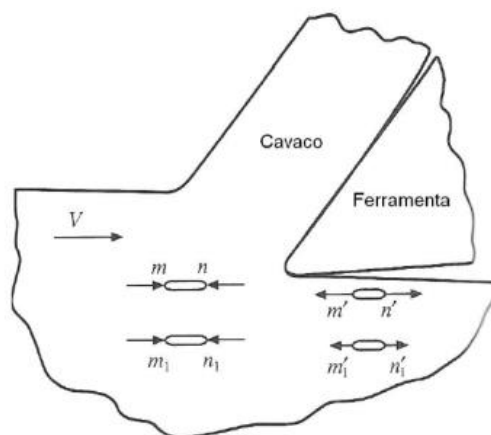


Figura 3.24 – Carregamento e descarregamento na superfície do metal quando ocorre a passagem da ferramenta de corte (SHAW, 2005).

3.4 Ferramentas de corte

Ao longo dos anos, as primeiras pesquisas no desenvolvimento de ferramentas de corte estavam ligadas à evolução das ferramentas de metal duro. O metal duro pertence à classe dos materiais duros, resistentes ao desgaste. SHAW (2005) explica que a seleção de ferramentas de corte para uma determinada aplicação é um dos principais fatores para o sucesso na usinagem dos aços inoxidáveis e dos materiais em geral. As ferramentas utilizadas no processo de usinagem dos materiais estão sujeitas a altas temperaturas e a altas pressões de contato, ambas situações acontecem em função do atrito com o cavaco e a superfície já usinada da peça. Por tal situação, se faz necessário que a ferramenta de corte proporcione as seguintes propriedades:

(i) *Dureza* - A dureza da ferramenta deve ser superior à dureza da peça sobre a qual exercerá sua ação de corte, principalmente em temperaturas elevadas, garantindo assim a resistência ao desgaste e resistência mecânica nas temperaturas de trabalho;

(ii) *Tenacidade* - É a capacidade que a ferramenta de corte apresenta em absorver energia sem fratura, ou seja, a ferramenta deve resistir a impactos e esforços cíclicos, comuns nas operações de usinagem.

(iii) *Resistência ao desgaste* – A resistência ao desgaste está diretamente relacionada com a eficiência de corte da ferramenta, durante sua aplicação. Essa propriedade depende da composição da liga e dos tipos de carbonetos, bem como também, da correta combinação entre tenacidade e dureza;

(iv) *Estabilidade química* - Não deve reagir com o material da peça ou contaminá-lo. O agrupamento destas propriedades se dá através da evolução dos materiais para ferramentas de corte. Estas devem ter propriedades específicas para promover o corte do material e resistir ao desgaste.

3.4.1 Ferramentas de corte revestidas

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. A tecnologia de revestimento é um dos meios de alcançar um bom desempenho sob esses ambientes críticos. Portanto, a utilização de revestimentos conferem certas características às ferramentas de corte como:

- Resistência ao calor e ao desgaste;
- Diminuição do choque térmico no substrato;
- Usinagem com velocidades e avanços mais altos;
- Possibilidade de corte a seco ou com mínima quantidade de fluido de corte;
- Melhor acabamento superficial da peça;
- Redução do atrito;
- Redução e até mesmo ausência da aresta postiça de corte;
- Redução do desgaste de cratera e de flanco.

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). Bouzakis et al. (2009), durante a avaliação em ensaios de usinagem, concluíram que o sucesso dos revestimentos em ferramenta de corte resulta das propriedades mecânicas (dureza a quente, resistência ao desgaste e tensões compressivas) e físicas (estabilidade química, boa adesão, resistência à corrosão), tanto à temperatura ambiente quanto à temperaturas mais elevadas.

Baseado no comportamento dos revestimentos duros durante suas exigências em serviço, alguns revestimentos foram desenvolvidos com determinadas propriedades, as quais incluem a capacidade de auto lubrificar-se. Esses revestimentos são conhecidos como tribofilmes ou revestimentos auto adaptativo (FOX-RABINOVICH, et al. 2006). O revestimento auto adaptativo segue a tendência principal dos demais revestimentos “convencionais”, que é de sintetizar multicomponentes e estruturas multifásicas que são desenvolvidas individualmente para aplicações específicas e neste caso, tem a capacidade de melhorar as condições tribológicas na interface ferramenta-cavaco (BOUZAKIS, et. al., 2009).

3.4.2 Técnicas de Revestimento de Ferramentas de Corte

Dentre os processos de aplicação de revestimentos para ferramentas encontram-se a deposição química de vapor, conhecido como CVD (Chemical Vapour Deposition), que ocorre por meio de reações químicas em temperaturas, em geral, entre 850-1050°C, e o processo de deposição física de vapor PVD (Physical Vapour Deposition) que ocorre por meio de vapores gerados no interior de fornos a baixa pressão com temperaturas, em geral, na faixa de 400-600°C (Trent e Wright, 2000). O diagrama apresentado na figura 3.25 mostra algumas particularidades para cada processo.

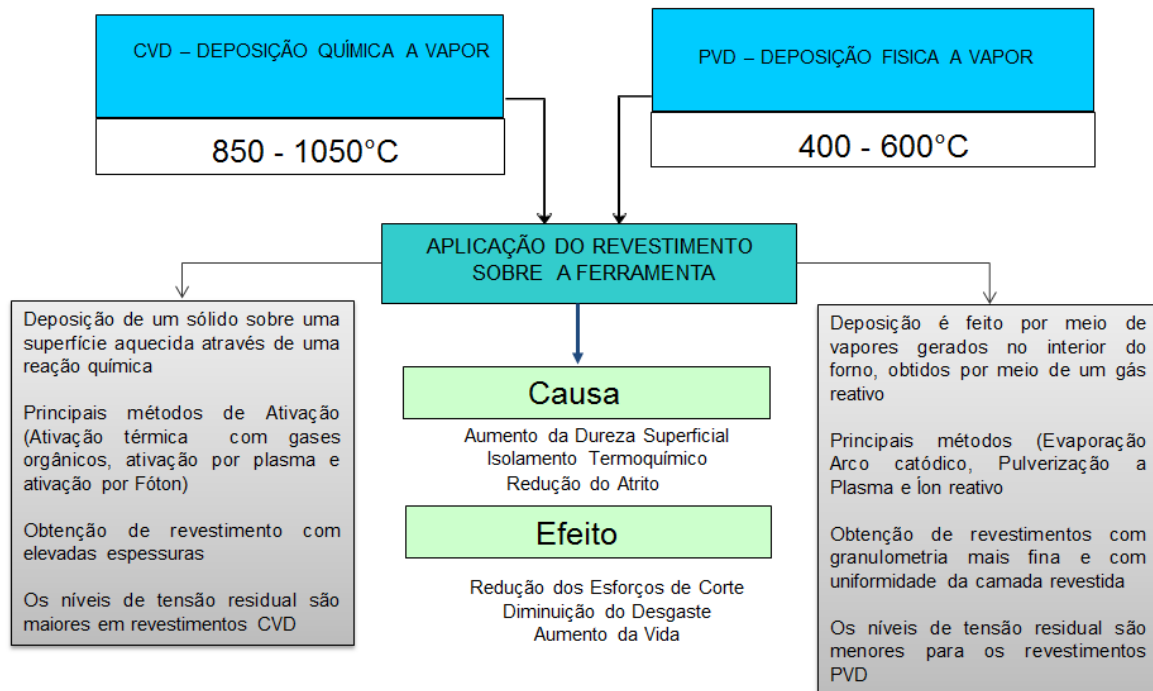


Figura 3.25 – Características dos processos de deposição de revestimentos CVD e PVD.

Estudos de novas ferramentas tem-se focado na utilização de revestimentos aplicados ao substrato. Antes de decidir pelo revestimento a ser utilizado na ferramenta, é necessário uma análise prévia dos processos disponíveis para a aplicação destes. A deposição de revestimentos tem como objetivo alterar as propriedades de uma superfície.

Entre as características modificadas por meio de revestimentos pode-se destacar as propriedades ópticas, magnéticas, eletrônicas, químicas, resistência mecânica e resistência ao desgaste (Hogmark et al., 2000).

3.4.2.1 Processo CVD

A deposição química de vapor (CVD) pode ser definida como a deposição de um sólido sobre uma superfície aquecida via reação química, com transporte de vapor de natureza atomística. O CVD é um processo versátil que pode ser utilizado para depositar camadas de revestimentos compostos de carbonetos, nitretos e óxidos, em substratos metálicos assim como em elementos não metálicos, tais como carbono e silício. Esta tecnologia tornou-se muito importante para diversas aplicações (Pierson, 1999):

- Processos de manufatura de componentes semicondutores e outros componentes eletrônicos;
- Revestimentos para ferramentas, mancais e outras partes que exigem resistência ao desgaste;
- Produtos ópticos, eletrônicos e resistentes à corrosão;
- Partes monolíticas, pós-ultrafinos e fibras de alta-resistência.

O número de reações químicas usadas no processo CVD é considerável e inclui decomposição (pirólise), redução, hidrólise, desproporcionamento, oxidação, carbonetação e nitretação. Estas reações podem ser ativadas por vários métodos, sendo que os listados a seguir são os mais importantes (Pierson, 1999):

- Ativação térmica que ocorre tipicamente em altas temperaturas, por exemplo, temperaturas maiores que 900°C, embora a temperatura pode ser reduzida consideravelmente se precursores metalo-orgânicos são usados (MOCVD: Metallo- organic CVD);
- Ativação por plasma que ocorre tipicamente em temperaturas mais baixas, por exemplo, de 300 a 500°C;
- Ativação por fóton, geralmente com radiação ultravioleta de ondas curtas, que pode ocorrer pela ativação direta de um reagente ou pela ativação de um intermediário.

O sucesso dos revestimentos duros em substratos de ferramentas de corte resulta da combinação das propriedades mecânicas e físicas dos revestimentos. Do ponto de vista funcional, estabilidade química, dureza a quente, e uma boa adesão ao substrato são essenciais. Uma relação do desempenho do revestimento pode ser feita também com os seguintes fatores: espessura do revestimento, microestrutura fina, e tensões residuais.

Ao utilizar o processo CVD ou PVD, algumas propriedades como estabilidade química, microestrutura e morfologia, e espessura do revestimento podem sofrer alterações (Prenzel, Pfouts e Santhanam, 1998). Revestimentos depositados por CVD podem variar em espessura de 5 a 20 µm dependendo da aplicação pretendida, enquanto que os revestimentos PVD são geralmente menores que 5 µm de espessura (Prenzel, Pfouts e Santhanam, 1998).

3.4.2.2 Processo PVD

No processo PVD, a deposição é feita por meio de vapores gerados no interior de fornos a baixa pressão. A baixa pressão permite que, por meio de aquecimento, os materiais sólidos que participarão da formação dos revestimentos passem para o estado gasoso diretamente sem passar pelo estado líquido. Os vapores, formadores do material do revestimento, são obtidos a partir de gases reativos ou de materiais sólidos sublimados no interior do forno por meio de descarga elétrica (Teixeira, 2001).

O processo PVD pode ser aplicado através dos seguintes métodos: evaporação por arco catódico, pulverização de plasma e método do íon reativo. Todos estes métodos empregam a técnica de alto vácuo. As diferenças encontram-se no tipo de fonte, no processo de limpeza e no posicionamento das peças. A seguir é descrito de forma sucinta cada método citado anteriormente (Teixeira, 2001):

- Método de evaporação por arco catódico: diferencia-se dos demais por aplicar uma maior quantidade de energia. Uma pequena região é “evaporada” por meio de aplicação de uma quantidade elevada de energia e o plasma é gerado pelo material ionizado.

- Método de pulverização de plasma: tem a característica de oferecer a ionização do plasma mais bem balanceada, o que possibilita um melhor controle do processo.
- Método do íon reativo: é executado em uma câmara de vácuo onde íons de metal vaporizado reagem com um gás. As peças, especialmente preparadas, são colocadas em uma câmara de reação; os gases atmosféricos são evacuados e coloca-se no seu lugar uma atmosfera protetora de gás inerte. As peças são limpas novamente pelos efeitos do vácuo e da temperatura elevada e pelo bombardeio de gás inerte ionizado. Isto produz uma interface que garante uma boa adesividade do revestimento. As peças são expostas a um plasma de vapor de metal ionizado e gás reativo, os quais se combinam para formar o revestimento duro e resistente ao desgaste em superfícies eletricamente carregadas. O bombardeio de gás inerte ionizado continua durante a fase de revestimento, pois compacta e adensa o revestimento, tornando-o de grão fino e uniforme. As peças são então lentamente resfriadas até a temperatura ambiente e a pressão é trazida de volta ao normal.

Para que o revestimento tenha as características que se espera durante o período de trabalho, não pode levar em consideração apenas as categorias dos processos de deposição, mas também, considerar outros fatores que afetam as propriedades do filme. As propriedades de um filme de um material específico formado por qualquer processo de deposição dependem de quatro fatores (Teixeira, 2001):

- Condição da superfície do substrato: limpeza e morfologia da superfície (rugosidade, inclusões, contaminantes), propriedades mecânicas, defeitos na superfície.
- Detalhes do processo de deposição: geometria do sistema, temperatura do substrato, taxa de deposição, contaminação gasosa, entre outros.
- Detalhes do crescimento do filme na superfície do substrato: formação da interface, geração de defeitos na interface, energia necessária para crescimento do filme, reação com o ambiente de deposição (incluindo processos reativos de deposição), mudanças nas propriedades do filme durante a deposição.
- Processamento e reações pós-deposição: reação química na superfície do filme com o ambiente, ciclos térmicos e mecânicos, corrosão, degradação interfacial, tratamentos de superfícies, etc.

A estrutura do revestimento e os processos de deposição PVD produzem características desejáveis, tais como (Mattox, 2001);

- Revestimentos com granulometria mais fina, tamanho de grão muito fino; filmes que geram menor atrito durante a usinagem;
- Revestimento livre de trincas, benéfico na aresta de corte de ferramentas;
- Tensões residuais de compressão, caso da deposição pelo método do íon reativo, que são benéficas no aumento da resistência a propagação de trincas;

- Uniformidade de composição e o alívio de tensões do material de base também são alcançados devido ao resfriamento lento a partir da temperatura de revestimento;
- O processo PVD preserva a resistência a ruptura transversal do substrato de metal duro, ao passo que o processo CVD geralmente reduz a resistência a ruptura transversal em pelo menos 30%.

A utilização do processo PVD na usinagem despontou na década de 1970 com o revestimento bem sucedido de ferramentas de conformação a frio, brocas, fresas caracóis e ferramentas de estamparia fina (Greene, 1994).

O PVD trouxe vários benefícios tais como a aplicação de revestimentos sobre ferramentas com substrato de aço-rápido, já que é aplicado a temperaturas na faixa de 400-600°C. Além disso, ele pode ser aplicado uniformemente sobre a aresta de corte da ferramenta resultando na redução das forças de corte e temperatura, como também pode ser executado de maneira mais limpa sem subprodutos de reação (Greene, 1994).

O processo PVD nos últimos anos cresceu rapidamente em função da sua eficácia em uma ampla faixa de aplicações, sua relativa simplicidade que permite flexibilidade de uso, sua uniformidade e sua grande vantagem quanto a custo-benefício. É um método que surgiu com o intuito de melhorar cada vez mais os processos de deposição e não para substituir outros métodos existentes, sendo possível até mesmo a combinação do processo PVD com o processo CVD no revestimento de ferramentas de corte.

3.4.3 Revestimentos Utilizados em Ferramentas de Corte

A seguir será apresentada uma breve revisão dos revestimentos à base de nitretos mais utilizados comercialmente em ferramentas de corte.

3.4.3.1 Revestimentos multi-composto

Revestimentos multicomponentes incluem sistemas binários, ternários e quaternários que envolvem em sua composição diversos elementos químicos. Os revestimentos à base de nitretos são os mais utilizados atualmente como revestimento duro para ferramentas de corte. Esses revestimentos são depositados por vários processos de deposição física a vapor. Alta dureza, resistência ao desgaste e à corrosão são características destes revestimentos que melhoram a vida útil da ferramenta de corte (Rodríguez et al. 2002).

Dentre estes revestimentos, TiN e CrN, são respectivamente o primeiro e segundo mais utilizado (Vetter, 1995). TiN é a primeira geração de revestimento duro de PVD e até então é utilizado em ferramentas de corte.

É possível observar o aumento na resistência ao desgaste da ferramenta de corte revestida com o TiN. Esta condição ocorre principalmente pelo aumento da dureza, 2000-2500 HV, que proporciona uma boa resistência ao desgaste abrasivo e estabilidade química. No entanto, a

tenacidade à fratura e resistência à oxidação dos revestimentos TiN não são satisfatórios para aplicações em usinagem de materiais com características peculiares (Chim et al. 2009), com o que é o caso dos aços inoxidáveis superduplex.

Com o avanço tecnológico, atualmente sistemas ternários passaram a receber a adição de elementos de liga, melhorando assim, as propriedades destes revestimentos. Desta maneira pode-se citar como exemplo, a adição de alumínio para formar filmes finos ternário de TiAlN e/ou CrAlN (KNOTEK et al., 1987). O grau de rendimento destes sistemas é consideravelmente melhor em aplicações de usinagem, em especial o composto TiAlN.

O revestimento de TiAlN tem sido comercializado com sucesso especialmente para aplicações de usinagem em alta velocidade devido sua melhor resistência à oxidação e dureza em relação ao TiN (Chim et al., 2009).

Assim como no sistema de revestimento TiAlN, a inserção de Al na estrutura cristalina cúbica do CrN aumenta a dureza do sistema de revestimento CrAlN (Ding et al. 2008). Atualmente, inúmeras investigações têm sido desenvolvidas a um grande número de elementos, tais como Cr, Nb, Zr, Hf, V, Mo, W, Al, Si, etc. Como resultado dessas investigações espera-se obter melhores propriedades mecânicas e à oxidação. Donohue et al. (1997) verificaram uma melhora acentuada da resistência à oxidação em elevadas temperaturas com a utilização de um revestimento multi-composto (TiAlY)N. Já Fox-Rabinovich et al. (2006) analisaram uma excelente resistência à oxidação para o revestimento multi-composto (TiAlCr)N rico em alumínio.

Um estudo de Fox-Rabinovich et al., (2006), mostraram que pequenas adições de Si e Y para um revestimento multi-composto (TiAlCr)N na forma de $Al_{55}Ti_{20}Cr_{20}Si_3Y_2N$, proporciona excelente resistência à oxidação. As melhorias neste revestimento são provenientes de um aumento da estabilidade química, da redução do atrito entre o par tribológico (ferramenta revestida e material da peça) e da resistência à oxidação. Por outro lado, as adições dos elementos de liga no sistema resultam numa estrutura, aproximando-se de uma estrutura de revestimento amorfa, isto ocorre em virtude da alteração dos parâmetros de difusão para a deposição dos átomos (JEHN, 2000).

3.4.3.2 Revestimentos multi-camadas

A ideia de revestimentos de múltiplas camadas é depositar revestimentos com diferentes camadas funcionais. Essas, por sua vez, têm as seguintes funções: aumentar a adesão, diminuir os mecanismos de difusão, eliminar micro-trincas nos revestimentos, equalizar tensões residuais oriundas do processo de deposição, e ainda, suportar as cargas geradas nas camadas externas em função do atrito, fornecendo assim resistência ao desgaste (TOENSHOFF e MOHLFELD, 1998).

Uma combinação bem conhecida é o revestimento TiC/Al₂O₃/TiN, usualmente depositados sobre substratos de metal duro, como está mostrado na figura 3.26.

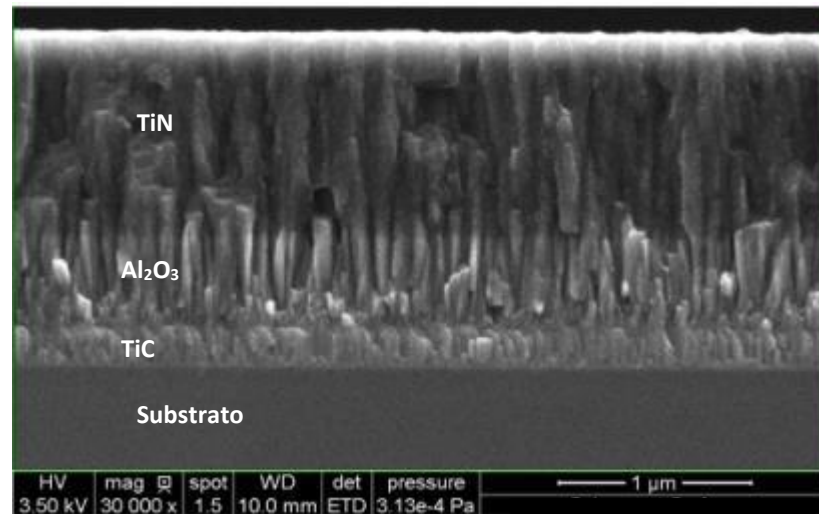


Figura 3.26 – Microestrutura do metal duro com revestimento multicamadas (DOBRZANSKI, et al., (2006).

Neste caso, o carboneto de titânio (TiC) tem um coeficiente de expansão térmica muito próximo ao do substrato, de metal duro (WC/Co) e, portanto, uma forte adesão ao substrato é esperado. O óxido de alumínio (Al_2O_3) tem uma condutividade térmica relativamente baixa e, portanto, protege o substrato do calor gerado durante a usinagem. Enquanto o nitreto de titânio (TiN) oferece boa resistência ao desgaste.

A temperatura máxima na superfície de saída ou na superfície da ferramenta é que irá determinar a máxima taxa de remoção do material. Portanto, a otimização das condições de corte, especialmente a velocidade de corte, irá depender da resistência da ferramenta à temperatura gerada (KOMANDURI e HOU, 2001).

Desta forma, o revestimento deverá atuar isolando termicamente o material da ferramenta de corte. Consequentemente, é necessário que a ferramenta revestida possua propriedades mecânicas, térmicas e químicas suficientemente adequadas para suportar os fatores tribológicos presentes. Embora muito se tenha avançado no desenvolvimento de novos processos e materiais. A seguir será apresentada uma breve abordagem conceitual, dos revestimentos que serão estudados neste trabalho.

3.4.3.3 Revestimentos inteligentes ou Tribo filmes

Esses revestimentos são conhecidos também como revestimentos auto-organizáveis, auto-adaptativos ou inteligentes. Eles possuem um conceito diferente, capaz de reagir a partir do material de base através da modificação estrutural ou por interação com o ambiente externo. Este fenômeno é caracterizado pela formação de finas camadas (espessura na ordem de nano ou micrômetros) ou estruturas secundárias ativadas termicamente durante o processo de fricção (FOX- RABINOVICH et

al. 2006). Durante um processo de fricção, estima-se que 90 a 98% da energia gerada podem ser acumuladas em uma estrutura secundária (FOX- RABINOVICH et al. 2006).

A auto-organização de sistemas tribológicos é frequentemente acompanhado por uma transformação de fases. Neste caso, todas as interações estão localizadas sobre a superfície através de um filme fino, e sua espessura pode ser numa ordem de magnitude inferior aos danos causados pelo processo de fricção sobre a superfície.

Em condições severas de usinagem, a taxa de difusão pode ser consideravelmente aumentada, contribuindo para o aparecimento de estruturas secundárias na interface ferramenta/cavaco (HARDWICKE, 2003). Assim estas estruturas possibilitam a redução da fricção e o aumento da resistência a oxidação sobre a superfície da ferramenta de corte (FOX- RABINOVICH et al. 2006).

Existem dois tipos de filmes tribológicos formados por estruturas secundárias: (i) Superdúcteis conhecidos também como filmes de lubrificação, e os (ii) tribo-cerâmicos, que atuam como um isolante térmico proporcionando à superfície revestida, um possível aumento da resistência e dureza (KOSTETSKAYA, 1990). Revestimentos tribológicos ou revestimentos inteligentes (estruturas secundárias) são observados após uma ativação estrutural, que é caracterizada pelo aumento da densidade atômica e o número de defeitos inseridos na superfície, transformando-se em soluções sólidas supersaturadas, formados naturalmente pela reação com o ambiente (frequentemente com o oxigênio).

Um exemplo típico de revestimentos inteligentes para a formação de tribofilmes através de estrutura secundária, é através da combinação do sistema ternário rico em alumínio (TiAlN), que, termicamente ativado, reage com oxigênio, criando o composto Al_2O_3 que melhora o comportamento tribológico durante o corte.

A vida em serviço útil desses revestimentos é dividida em três fases: Auto formação; auto-organização e fase catastrófica. Todas essas fases são cíclicas e estão conectadas com a energia gerada durante o processo de fricção. O desempenho de revestimentos tribológicos depende muito da fase de auto formação, pois nem todos os modos de interação apresentam compatibilidade no par tribológico (ferramenta de corte-peça) (KOSTETSKY , 1993; BERSHADSKIY , 1993).

Os tribofilmes do tipo lubrificação apresentam estruturas amorfas, e são formados em escalas nanométricas. Estes filmes promovem a dissipação da energia durante o processo de fricção. Desta maneira, a ação de lubrificação é aumentada em relação ao substrato, promovendo assim, uma redução dentro da região de fricção (FOX- RABINOVICH et al. 2006). Já os tribofilmes do tipo cerâmicos (tribo-cerâmicos) são formados primariamente pela condição térmica do processo de fricção. Estes filmes em estrutura organizada exibem alta estabilidade. Os revestimentos inteligentes de múltiplas camadas, durante o processo de usinagem, reúnem uma série de propriedades, que resulta no aumento da vida da ferramenta de corte (FOX-RABINOVICH e TOTTEN, 2006). Em resumo, para aplicações de usinagem, os revestimentos inteligentes devem ter a seguintes propriedades:

- O revestimento deve ser capaz de formar uma camada anti-fricção aderida à superfície carregada logo na interação inicial;

- O revestimento deve ser capaz de formar compostos estáveis para proteger a ferramenta de ataques mecânicos, químicos e térmicos durante o corte;
- O revestimento deve ser capaz de encurtar a fase de auto-formação e introduzir o modo auto-organização, iniciando a fase estável de desgaste com um dano muito baixo à superfície da ferramenta de corte, mantendo assim a fase estável de auto-organização e, portanto, prolongar a vida útil da ferramenta.

Portanto, o melhor caminho para diminuir a fricção na usinagem com extremas condições de atrito, numa escala macro para micro, de forma eficiente, é a utilização de sistemas auto adaptativos em níveis nanométricos. Esta é uma solução adotada na engenharia, que garante, de forma significativa, uma melhora na interface ferramenta-cavaco em processos de usinagem sob extremas condições de atrito. Neste caso, a maior parte da energia de atrito durante a usinagem se transforma em calor e dissipa-se através de vários canais (via remoção de cavacos, peça de trabalho, para o ambiente, e assim por diante) (ASTAKOV, 2006). No entanto, uma fração significativa da energia de atrito é acumulada dentro da camada do revestimento tribológico (FOX-RABINOVICH et al. 2014). Por conseguinte, a camada do revestimento tribológico pode ser considerada como uma zona de estado estacionário, onde ocorre uma acumulação e dissipação de energia de forma intensa e, desta maneira, afetando consideravelmente a resistência ao desgaste em condições de operação extrema (FOX-RABINOVICH et al. 2014).

A abordagem teórica apresentada durante este capítulo mostra que aços inoxidáveis superduplex apresentam microestrutura bifásica composta pela combinação de austenita e ferrita, com elevada resistência mecânica e à corrosão por pitting. Sua usinabilidade está geralmente associada ao seu PREN. As altas taxas de encruamento, comparáveis às dos aços inoxidáveis austeníticos, podem levar a modificações mecânicas e comportamento heterogêneo nas superfícies usinadas, que podem resultar em formação instável de cavacos, vibrações e pobres acabamentos superficiais. Além disso, a alta resistência mecânica, alta ductilidade e a baixa condutividade térmica incentivam diversos mecanismos de desgaste da ferramenta como difusão, oxidação e aderência “attrition”, o que faz com que se tenham vidas mais curtas de ferramentas, comparando-se à usinagem de aços comuns. Portanto, entender os requisitos de sucesso para os revestimentos de corte cumprirem suas funções é a motivação do estudo. Para isso, o capítulo 3 apresentará a metodologia experimental realizada, para avaliar as propriedades mecânicas relacionadas ao comportamento do revestimento, quanto à adesão ao substrato, resistência às elevadas temperaturas na região de corte, durante os processos de usinagem empregados na fabricação de tubos e luvas de aço inoxidável superduplex.

4. METODOLOGIA E DESENVOLVIMENTO

Este capítulo apresenta a metodologia experimental utilizada na avaliação do desempenho de revestimentos tribológicos nos processos de torneamento e rosqueamento do aço inoxidável superduplex UNS S32750. Para uma melhor compreensão da sequência experimental adotada, a Fig. 4.1 apresenta, na forma de uma linha de tempo, um diagrama esquemático detalhado das atividades executadas ao longo de todo este trabalho, no sentido de mostrar a evolução no entendimento dos fenômenos investigados para o alcance dos objetivos propostos.

A primeira etapa (Etapa I), realizada no Brasil no período de 2010 a 2013 no Instituto SENAI de Inovação em Sistemas de Manufatura (Joinville – SC) e na PUCPR, inicia-se com a caracterização do aço inoxidável superduplex UNS S32750. Na sequência, foram realizados ensaios piloto de torneamento e posterior caracterização dos revestimentos tradicionais utilizados nas ferramentas de corte. Esta etapa é finalizada com a investigação do desempenho da operação de rosqueamento com ferramentas de corte também com revestimentos tradicionais.

Na segunda Etapa (Etapa II), realizada ao longo de 2014 no *McMaster Manufacturing Research Institute* (MMRI) (Canadá), investigações mais aprofundadas com os resultados obtidos no Brasil foram executadas. O desenvolvimento destas investigações envolveu estudos tribológicos com novos tipos de revestimentos, ensaios adicionais de torneamento e caracterização da integridade da superfície usinada do aço inoxidável superduplex UNS S32750.

Ao longo deste capítulo todas as atividades desenvolvidas nas Etapas I e II, ilustradas na Fig.4.1, são devidamente detalhadas.



Figura 4.1 – Modelo sistematizado do plano geral de desenvolvimento dos ensaios

ETAPA I – REALIZADA NO BRASIL

4.1 - Caracterização Microestrutural e Propriedades Mecânicas da Matéria-Prima

O material utilizado neste trabalho foi o aço inoxidável superduplex UNS S32750. A tabela 4.1 mostra a composição química conforme o certificado de qualidade fornecido pela V&M Tubes do Brasil.

Tabela 4.1 – Composição química do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750 (V&M Tubes, 2013).

Elemento	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	P	Cu	S	W
Teor (%)	0,03	25,0	7,12	1,13	0,65	4,0	0,029	0,78	0,018	0,61
Elemento	N	Zr	Nb	Al	Co	V	Ti	Pb	Sn	Fe
Teor (%)	0,30	0,047	<0,001	<0,001	0,045	0,06	0,005	0,0012	0,086	Rest

A partir desta informação, foi possível determinar o PRE do material através da equação abaixo.

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$$

$$PRE = 43 \quad (PITTING RESISTANCE EQUIVALENT = PRE)$$

A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica. Para tanto, foi feita a preparação metalográfica das amostras de acordo com o método convencional e, em seguida, para a observação em microscopia óptica. As amostras foram atacadas com o reagente Beraha modificado (20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada e deionizada contendo 1g de metabissulfito de potássio), usado para realçar e quantificar as fases presentes no material. Na Fig.4.2 é possível observar a microestrutura e a disposição das fases Austenita e Ferrita.

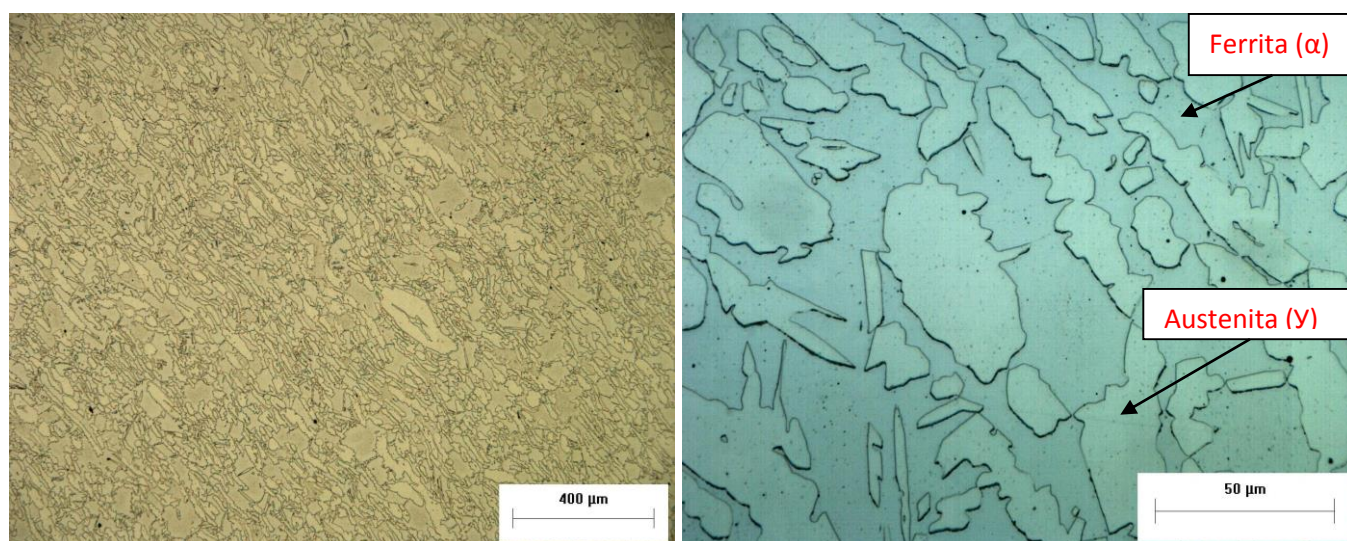


Figura 4.2 – Micrografia do Aço Inoxidável Superduplex UNS S32750. (a) Vista geral (b) Detalhe ampliado.

As fases foram quantificadas com o auxílio de software de caracterização metalográfica. A distribuição das fases são as seguintes:

- Ferrita – 49,3%
- Austenita – 50,7%

Para se determinar as propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex UNS S32750, foram realizados ensaios de tração e medição de dureza. O ensaio de tração foi realizado na máquina INSTRON 8898, equipada com um vídeo extensômetro óptico e capacidade de carga de 400 kN. Os corpos de prova foram ensaiados sob uma velocidade de deformação de 3 mm/s. As medições de dureza Brinell, foram realizadas em um durômetro da marca *Wilson Instruments*, equipado com um penetrador esférico de 2,5 mm. A carga aplicada foi de 187,5 kgf por aproximadamente 12 segundos. Os resultados desta etapa estão representados na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Resultados da avaliação das propriedades mecânicas do aço inoxidável UNS S32750.

Amostra #	Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Resistência a Tração (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HB)
1	201	543	898	22,8	272
2	201	559	878	23,6	268
3	205	562	889	21,9	264
4	203	539	904	24,2	263
5	204	568	921	23,7	271
Média	202,8	554,2	898	23,2	267,6
Desvio Padrão	1,8	11,2	14,5	0,8	3,6

4.2 Ensaios Piloto

Com o objetivo de definir a estratégia de usinagem do aço inoxidável superduplex empregado neste trabalho, testes pilotos de torneamento foram realizados visando identificar os mecanismos de desgaste na ferramenta de corte e a análise da formação do cavaco. Estes testes foram realizados em um centro de torneamento ROMI GL40 com potência de acionamento do eixo-árvore de 20 kW e rotação de 10 a 6000 rpm. A geometria dos corpos de prova foi no formato de segmentos de tubos, como apresenta a Fig.4.3. A escolha desta geometria dos corpos de prova foi definida em função das seguintes características: (i) geometria equivalente à utilizada na indústria para a fabricação de tubos e luvas para a indústria petrolífera; (ii) facilidade no sistema de fixação das peças e (iii) redução das vibrações durante a usinagem.

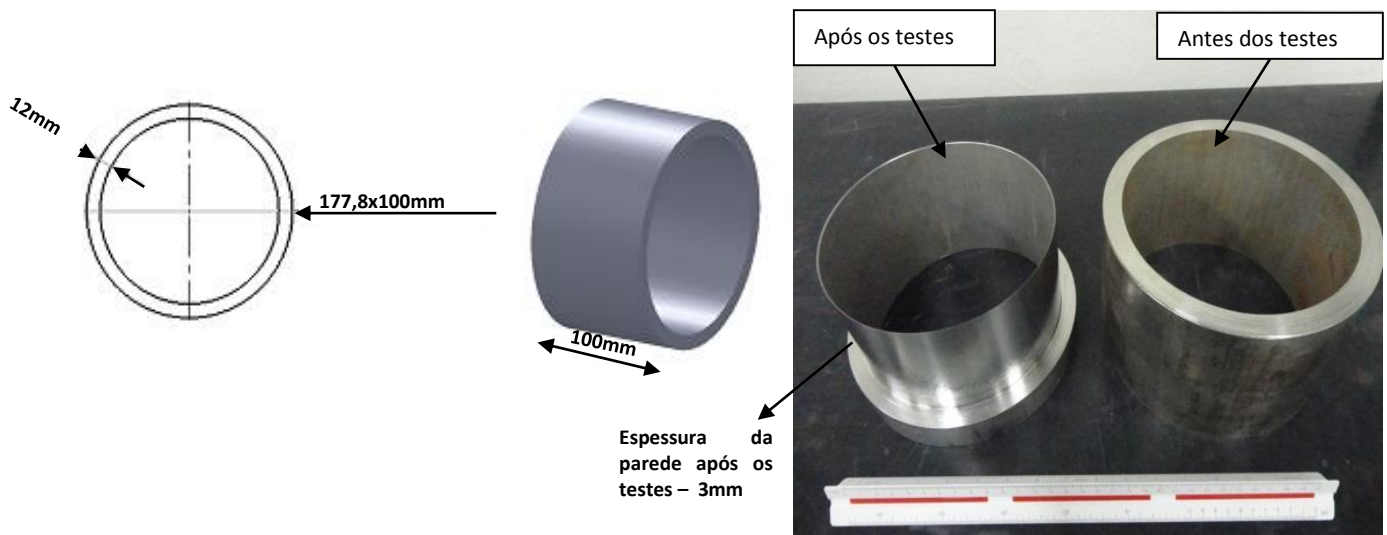


Figura 4.3 – Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios piloto

Para os ensaios pilotos foi selecionada uma ferramenta com o código WNMG120412 revestida com $\text{TIN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiCN}$ fornecida comercialmente pela SANDVIK. As condições de corte adotadas foram recomendadas pela empresa V&M Tubes do Brasil, sendo as seguintes: V_c - 50 m/min, avanço - 0,35 mm/volta, profundidade de corte - 1mm. O critério de fim de vida adotado foi o desgaste de flanco da ferramenta VB_B de 2mm, utilizado pela V&M. A medição do desgaste ocorreu nos intervalos do comprimento de usinagem de 50 mm. O desgaste foi medido através de um estereoscópio óptico da marca Olympus SZX16, com câmera CCD, Q-Color5, e um software analisador de imagens.

4.3 Caracterização dos revestimentos PVD

4.3.1 Deposição dos revestimentos

Os revestimentos utilizados para estudo nesta etapa do projeto (Etapa I) foram depositados pela empresa parceira Oerlikon Balzers pelo processo PVD, e comercialmente denominados como AlCrN-Alcrona[®], AlCrN-Alnova[®] e AlCrN/TiSiN Hélica[®]. Todos os dados referentes ao processo de deposição física a vapor estão detalhados na tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Parâmetros de deposição fornecidos pela empresa Oerlikon Balzers.

Processo	Revestimento	Temperatura	Tempo	Gases	Alvos	Voltagem	Arquitetura
PVD	Alcrona [®] $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$	550°C	65 min.	Nitrogênio	Al 50% Cr 50%	-100V	Mono camada
	Alnova [®] $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$	550°C	80 min.	Nitrogênio	Al 60% Cr 40%	- 120V	Mono Camada
	Hélica [®] $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$	450°C	85 min.	Acetileno Nitrogênio	Al 50% Cr 50% Ti 95% Si 5%	-200V	Multi Camadas

Para a caracterização dos revestimentos foram realizados ensaios de: rugosidade, determinação das propriedades mecânicas, arquitetura e composição química, adesão e coeficiente de atrito, conforme metodologia descrita nos itens a seguir.

4.3.2 Avaliação da Rugosidade dos revestimentos

Os valores de rugosidade dos revestimentos foram obtidos em um rugosímetro da marca **Taylor-Hobson**, modelo **Talysurf PGI-450** com Perfilometria. O cut off adotado para esta avaliação foi de 0,8 mm e o comprimento de medição de 5 x 0,8 mm. O parâmetro de rugosidade utilizado foi a rugosidade média R_a [μm]. Os resultados da rugosidade R_a foram definidos pela média de três medições realizadas em cada revestimento proposto no estudo.

4.3.3 Propriedades mecânicas dos revestimentos

Para medidas de dureza e módulo elástico foi utilizado um equipamento para indentação modelo **Nano Indenter XP** do fabricante **MTS Instruments** com ponta de diamante do tipo Berkovich. Os valores do módulo elástico (E) e da dureza (H) dos revestimentos foram obtidos a partir das curvas geradas durante o experimento. Os ensaios foram realizados no Laboratório de caracterização mecânica da UFPR. Foram ensaiadas 3 amostras para cada revestimento.

A técnica utilizada para a análise foi a indentação instrumentada, com os seguintes parâmetros:

- Ponta: Berkovich
- Carga: $P = 400 \text{ mN} = 40 \text{ gf}$
- Carregamentos: 12
- Número de Indentações: 25 (matriz 5x5)

4.3.4 Arquitetura dos revestimentos e composição química

As avaliações da composição química e da arquitetura dos revestimentos foram executadas através da seção transversal dos insertos de metal duro revestidos com os revestimentos propostos ($\text{AlCrN-Alcrona}^{\text{®}}$, $\text{AlCrN-Alnova}^{\text{®}}$ e $\text{AlCrN/TiSiN Hélica}^{\text{®}}$). Estas análises foram feitas com o uso de um microscópio eletrônico de varredura da marca Zeiss, modelo SUPRA 55, equipado com um detector de espectroscopia de energia dispersiva com raios-X (EDX – *Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*), da marca Bruker modelo XFLASH6160. As imagens da seção transversal das amostras foram obtidas com uma ampliação de 100x, 200x, 500x e 1000x e uma aceleração de tensão variável de 10 kV e 15 kV. Através do detector (EDX) foi possível realizar a análise semi-quantitativa da composição química dos revestimentos estudados durante esta etapa.

4.3.5 Determinação da adesão dos revestimentos

Para a avaliação e determinação da adesão dos revestimentos foram realizados os seguintes ensaios: Indentação Rockwell e ensaio de risco com carga progressiva. A metodologia para execução destes ensaios é apresentada a seguir.

4.3.5.1 Ensaio de indentação Rockwell

Os ensaios foram realizados no laboratório do SENAI Joinville utilizando-se um durômetro de bancada Universal da marca **Taylor Hobson** modelo UH930. Para a realização dos testes foi utilizado um penetrador com cone de diamante com inclinação de 120°. As cargas de indentação selecionadas para a execução dos testes foram 15, 30, 60 e 100 kgf. Após a realização das indentações, as amostras foram avaliadas por meio de microscopia óptica. A visualização das indentações permitiu medir a área de delaminação e identificar as falhas dos revestimentos.

4.3.5.2 Ensaios de risco (*scratch test*)

Os testes de adesão foram realizados pela técnica de *Scratch Test* utilizando-se um equipamento da marca **CSM INSTRUMENTS**, disponível no Centro de Caracterização de Materiais da PUCPR. Para a obtenção de resultados significativos foram realizadas três medições em cada revestimento estudado. Todos os ensaios foram realizados baseados na Norma ASTM C1624. Utilizou-se, em todos os ensaios, um indentador Rockwell de diamante com raio de ponta de 0,2 mm, velocidade de deslocamento de 6 mm/min e uma carga progressiva de 1 a 200 N. O comprimento do risco foi de 3 mm para cada amostra testada.

Após a realização dos testes, os revestimentos foram inicialmente caracterizados em um microscópio óptico acoplado ao equipamento de *scratch test*, facilitando assim a observação dos mecanismos que originam as falhas de adesão, bem como os locais onde estas ocorreram. Na sequência, os mecanismos responsáveis pelas falhas de adesão entre o revestimento e o substrato foram analisados por microscopia eletrônica de varredura e classificados conforme a norma ASTM C1624-05, representados na Fig.4.4.

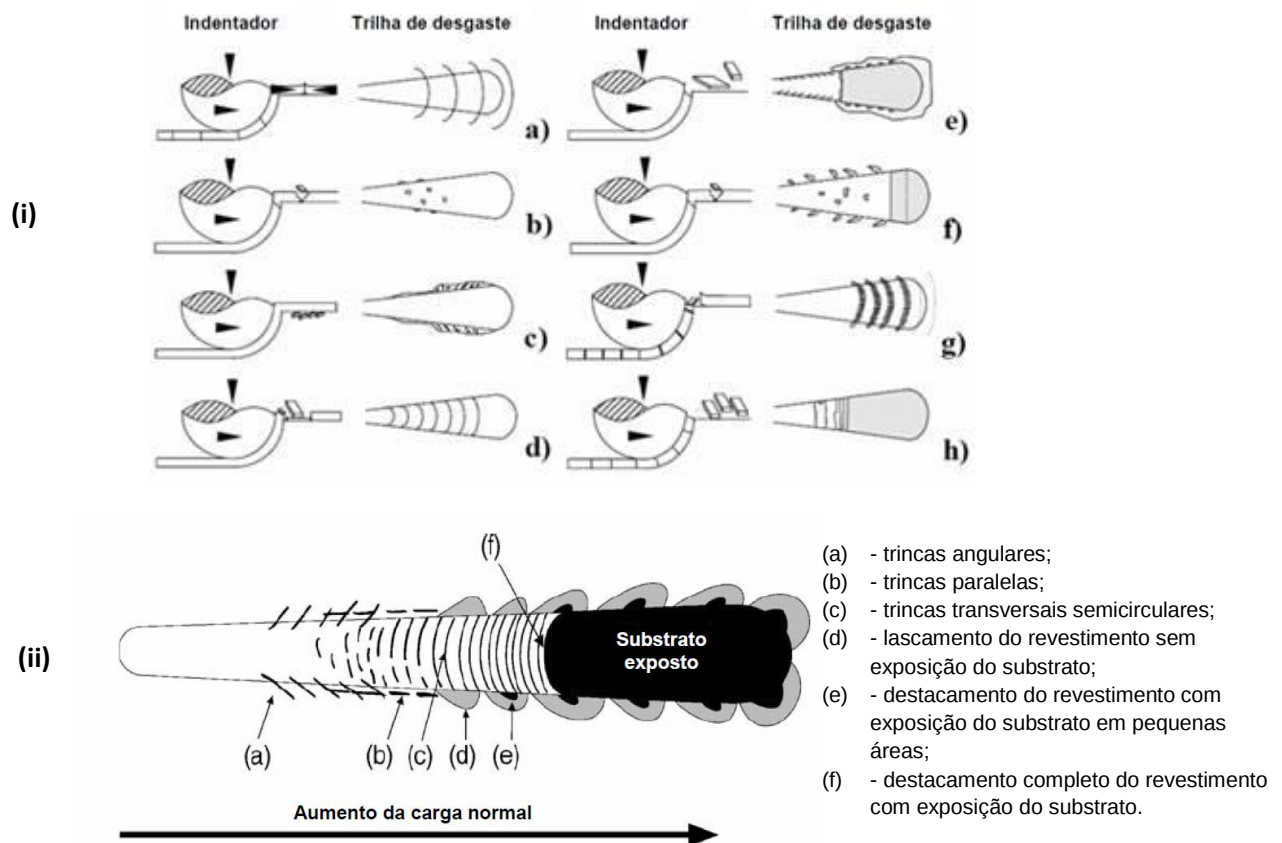


Figura 4.4 – (i) Resumo dos mecanismos que originam falhas de adesão do revestimento ao substrato: (a), (b), (c), e (d) caracterizam modos de falhas tipicamente coesivas e (e), (f), (g) e (h) caracterizam modos de falhas adesivas; (ii) Padrões típicos de fratura e destacamento do revestimento em ensaios de risco.

4.3.6 Avaliação do comportamento tribológico

Para avaliação do coeficiente de atrito μ e da taxa de desgaste W [$\text{mm}^3/\text{N.m}$] foi utilizado um tribômetro do tipo pino-disco marca CSM INSTRUMENTS. Neste ensaio, o corpo de prova foi um disco do material em teste (metal duro revestido) que realiza um movimento rotatório em contato com um pino de ponta esférica, que exerce carga sob a superfície gerando uma trilha de desgaste (Figura 4.5). Durante a realização do ensaio, uma célula de carga mede a força no sentido tangencial no braço de apoio do pino, fornecendo o valor do coeficiente de atrito entre o pino e o disco em movimento.

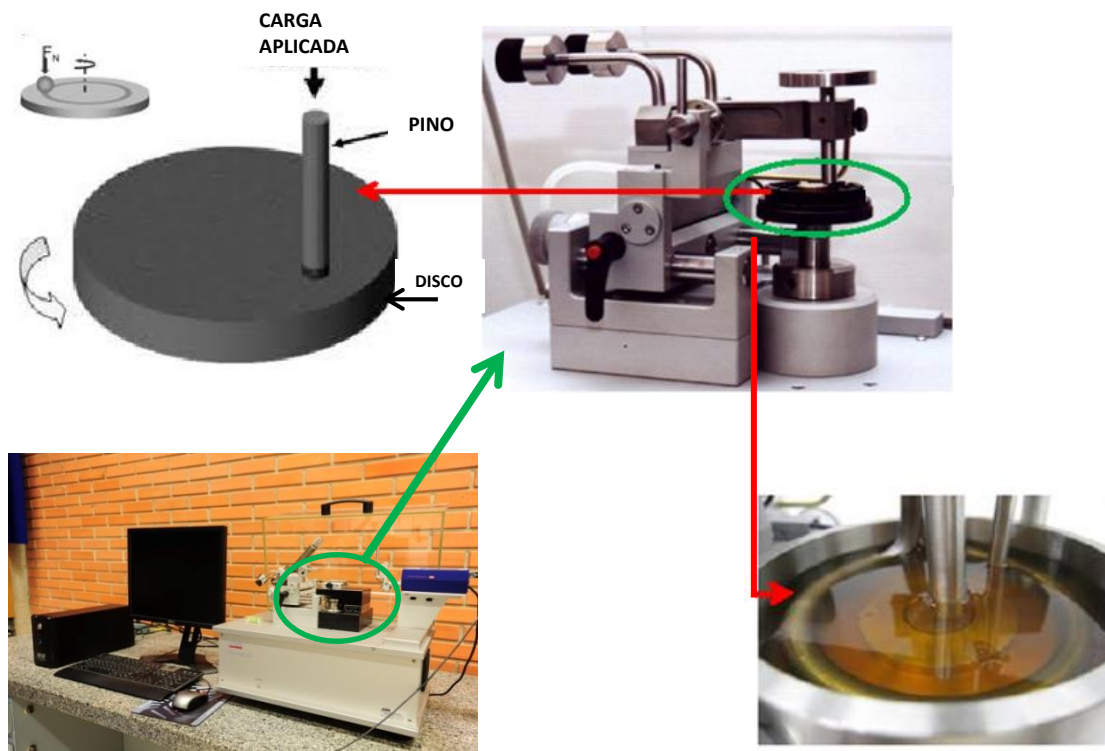


Figura 4.5 – Sistema Utilizado para ensaio de tribologia, conforme norma ASTM G133-05.

Foi utilizado um pino com ponta esférica do aço inoxidável superduplex UNS S32750 com raio de 3 mm e os discos (20mm diâmetro) foram fabricados de metal duro revestido (AlCrN-Alcrona®, AlCrN-Alnova® e AlCrN/TiSiN Hélica®). A rotação do disco foi de 600 rpm, a velocidade linear foi de 20 cm/s e o raio da trilha de desgaste foi de 4 mm. A carga aplicada sobre o contato foi de 20 N. Os ensaios foram realizados até a distância de 300 m em condições de temperatura ambiente. Foram feitas as trilhas de desgaste para cada par tribológico - ferramenta revestida e aço inoxidável superduplex - e os resultados apresentados foram determinados pelos valores médios de 3 ensaios.

4.3.6.1 Determinação do Coeficiente de Atrito

Para se determinar o coeficiente de atrito foram realizados testes com e sem a presença de lubrificante no tribômetro pino-disco. O objetivo destes testes foi verificar a influência do lubrificante usado como fluido de corte nos processos de usinagem da empresa V&M Tubes do Brasil. As propriedades fornecidas pelo fabricante deste lubrificante encontra-se na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Propriedades Físico–Químicas do lubrificante (Hocut, 2013).

Propriedades	Hocut 795
Densidade Relativa 20 / 24°C (g/cm ³)	0.935/0.9685
Viscosidade Cinemática 40°C (m ² /s)	43.5
Viscosidade Cinemática 100°C (m ² /s)	23.68
Índice de Refração a 20°C	2.15
Aparência Emulsão	Leitosa Estável
pH	9.3
Concentração	5%

4.3.6.2 Determinação da taxa de Desgaste

Para a caracterização das trilhas de desgaste produzidas nos discos e dos planos de desgaste gerados na extremidade do pino esférico, foram realizadas análises com o auxílio de um microscópio confocal a Laser da Marca Zeiss modelo CLZ 510. De posse dos volumes de material removidos (pino esférico e trilhas de desgaste) determinou-se as taxas de desgaste. Este procedimento encontra-se no anexo 1.

4.4 Ensaios de rosqueamento

Após a conclusão das etapas de caracterização da matéria prima, dos revestimentos e dos testes pilotos de torneamento foram realizados os ensaios de rosqueamento, seguindo os procedimentos apresentados a seguir. Na figura 4.6 estão apresentados os suportes da ferramenta de corte juntamente com os inserts de metal duro revestidos utilizados nos ensaios de rosqueamento.

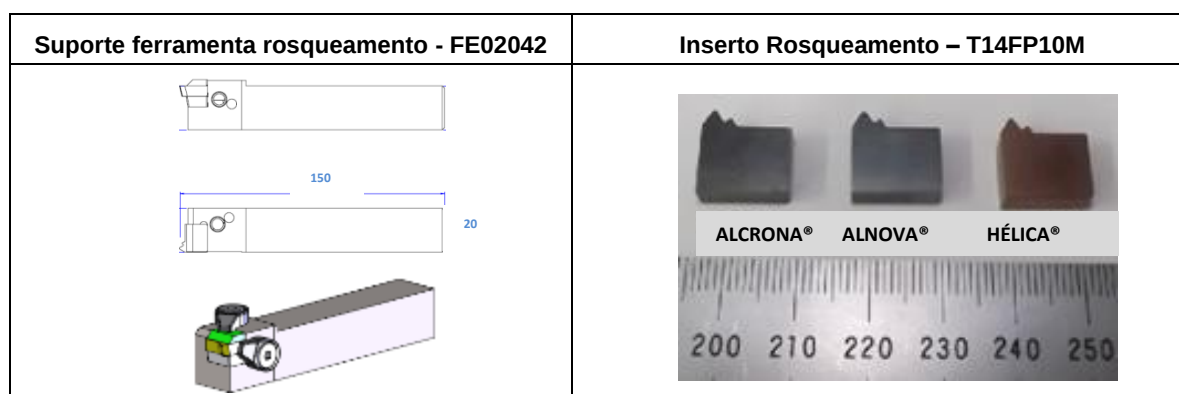


Figura 4.6 – (a) Suporte de ferramenta e (b) inserto de metal duro revestidos.

Os inserts foram produzidos pela FECIAL Indústria e Comércio Ltda, sendo todos do mesmo lote de fabricação. Cabe destacar que os inserts de corte apresentam uma geometria especial desenvolvida pela FECIAL conforme a norma **API Spec 5CT (Rosca Redonda 8TPI)**, e que se aproxima dos padrões adotados pela empresa V&M Tubes do Brasil. Os dados da rosca são: passo – 3,175 mm, altura – 1,81 mm e conicidade 1/16 ($1^{\circ}47'24''$). A tabela 4.5 apresenta as características do metal duro utilizado na fabricação dos inserts, cujas informações foram fornecidas pela FECIAL.

Tabela 4.5: Composição química do metal duro classe P10 – Fecial.

Metal duro – Fecial		
Característica	Unid	Valor
Tamanho de grão	Mm	0,5 μ m
Dureza	HRA	91,2
Densidade	g/cm ³	12,40
Percentual de WC	%	73
Percentual de Co	%	6
Percentual TiC+ TaC+ NbC	%	21

Os ensaios de rosqueamento foram realizados no centro de torneamento ROMI GL40, utilizando-se o fluído de corte Hocut 795 aplicado em abundância sobre a superfície de saída da ferramenta, através da saída convencional da máquina, com uma vazão de 13,2 l/min. Os parâmetros de corte utilizados para a usinagem das roscas foram os seguintes: Vc – 60 m/min; avanço 3,175 mm e profundidade de corte 0,5 mm.

Para aquisição dos dados de força, foi usado um dinamômetro piezoelétrico marca Kistler, modelo 9257BA, aquisição em três componentes, faixa de trabalho em Fx, Fy de -5 a 5 kN e Fz de -5 a 10 kN, frequência natural de 4 kHz, rigidez de 1000 N/ μ m e um amplificador de carga de 3 canais, marca Kistler, modelo 5233A. Para conversão e transmissão dos dados, foi utilizada uma placa de aquisição marca Kistler modelo 5697A.

O dinamômetro foi conectado ao amplificador de carga através de cabos com proteção e blindagem, que, por sua vez, foi conectado à placa de aquisição. Estão identificados na Fig.4.7 os detalhes do sistema de fixação do dinamômetro, através da indicação das setas (a) célula de Carga, (b) porta ferramenta e em (c) corpo de prova.

A força de corte e o monitoramento do desgaste da ferramenta de corte foram medidos em intervalos de 1,5 minutos de usinagem da rosca. Em cada intervalo, foram retirados da máquina a peça e a ferramenta utilizada. Após isso, um novo teste com peça e ferramenta nova era iniciado, sendo os tempos de avaliação de 1,5, 3,0 e 4,5 min. Essa foi a metodologia utilizada ao longo do teste. O tempo de ciclo para a operação de rosqueamento foi de 4,5 min o que mostra que, para cada rosca usinada, três medições foram realizadas. Cada condição testada foi repetida 3 vezes.

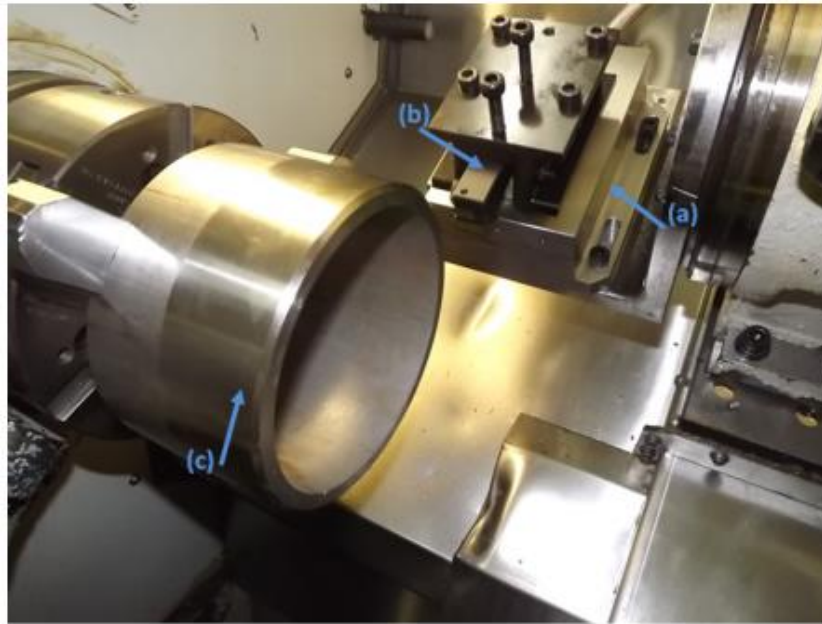


Figura 4.7 – Configuração utilizada para os testes de usinagem. (a) Célula de carga; (b) Porta ferramenta e (c) Corpo de Prova.

Após esse ensaio, os mecanismos de desgaste das ferramentas ensaiadas foram caracterizados em um microscópio eletrônico de varredura (MEV) ZEISS modelo Supra 55.

4.5 Integridade da superfície usinada

Durante a usinagem, a rugosidade no filete da rosca foi medida em intervalos de 1,5 min. Para esta análise, um rugosímetro portátil da marca Mitutoyo modelo *Surftest SJ-201P* foi utilizado para realizar as medições. Foram realizadas 3 medições em cada face do filete da rosca para cada revestimento testado. As amostras após usinagem foram cortadas na direção transversal e caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), a fim de investigar a integridade da superfície usinada. Essa análise indicou alterações provocadas pela usinagem muito próxima à superfície (100 a 200 μm).

ETAPA II – REALIZADA NO CANADÁ

4.6 Avaliação dos novos revestimentos propostos PVD e CVD

O estágio de doutoramento (Etapa II) foi realizado, ao longo de 2014 (12 meses), na *McMaster University*, Hamilton, Canadá. A pesquisa foi desenvolvida no *McMaster Manufacturing Research Institute* (MMRI), um dos institutos de pesquisa mais avançados e bem equipados do Canadá. O MMRI atua com foco na pesquisa de alto nível e atua amplamente como veículo para a interação universidade-indústria.

Com o objetivo de avaliar e comparar o revestimento PVD comercialmente denominado AlCrN/TiSiN Hélica® testado no Brasil, novos revestimentos foram propostos em conjunto com o Prof. Dr. German-Fox Rabinovich, pesquisador sênior do MMRI. Para tanto, nesta etapa do projeto buscou-se investigar o desempenho dos revestimentos PVD (AlTiN) e CVD (TiCN+Al₂O₃). O revestimento PVD é comercialmente fornecido pela empresa Oerlikon Balzers e denominado AlTiN-Latuma®, e o revestimento depositado pelo processo CVD foi fornecido pela empresa *Iobond The Surface Engineers™*, comercialmente denominado *Bernex™ 29HSE*. Os revestimentos foram depositados sobre insertos de metal duro. Todos os dados referentes ao processo de deposição e a características dos revestimentos estão detalhados na tabela 4.6.

Tabela 4.6 – Parâmetros do processo de deposição dos revestimentos PVD e CVD.

Processo	Revestimento	Temperatura	Tempo	Gases	Alvos	Voltagem	Arquitetura
PVD	Latuma® Al ₆₇ Ti ₃₃ N	600°C	65 min.	Nitrogênio	Al 63% Ti 37%	-100V	Mono camada
	Hélica® Al ₅₀ Cr ₅₀ N/Ti ₉₅ Si ₅ N	450°C	85 min.	Acetileno Nitrogênio	Al 50% Cr 50% Ti 95% Si 5%	-200V	Multi Camadas
CVD	Bernex™ TiCN+Al ₂ O ₃	1020°C	120 min.	AlCl ₃ /TiCl ₄ CO ₂ e H ₂	Al 60% Ti 40%	----	Bi-Camada

Cabe ressaltar, que os corpos de prova para os ensaios de usinagem pertencem ao mesmo lote de fabricação dos que foram utilizados durante a etapa de estudo realizada no Brasil. Esses corpos de prova foram identificados, embalados e enviado para a McMaster University

4.6.1 Caracterização e avaliação das propriedades dos revestimentos

A partir da seção transversal dos insertos de metal duro revestidos, a arquitetura e a composição química dos revestimentos foram avaliados em um microscópio eletrônico de varredura, da marca **VEGA TESCAN**, equipado com detector de Espectroscopia de energia dispersiva EDX da marca OXOFRD. Em seguida, para se determinar a dureza e o módulo de elasticidade dos revestimentos propostos nesta etapa, ensaios de nanoindentação foram realizados em um nano indentador da marca Fischerscope 1000. Para a realização dos ensaios, o indentador e a carga utilizada foram Vickers e 400 mN respectivamente, com 12 carregamentos e tempo de carga de 12s.

4.6.2 Determinação da adesão

Após a caracterização e determinação das propriedades dos revestimentos, foram realizados ensaios de indentação Rockwell e ensaios de risco. Essas análises foram feitas apenas para o revestimento PVD AlTiN-Latuma®. O motivo disso é o fato de o revestimento CVD Bernex™ TiCN+Al₂O₃ possuir uma espessura de quase 10 vezes maior que o revestimento PVD AlTiN-Latuma®.

O ensaio de adesão Rockwell foi realizado em um durômetro de bancada da marca **Zwicki** modelo ZHU 0.5/2.5. Para a realização dos testes foi utilizado um penetrador com cone de diamante com inclinação de 120°. As cargas de indentação foram as mesmas utilizadas durante os testes feitos no Brasil. Após a realização das indentações, as amostras foram avaliadas por meio de microscopia óptica.

Os ensaios de risco (*scratch test*) foram desenvolvidos no equipamento *FISCHERCOPE* modelo *HM2000*, seguindo os mesmos padrões estabelecidos no Brasil. Assim, foram realizadas três medições no revestimento estudado (*AlTiN-Latuma®*). Os parâmetros dos ensaios foram: Indentador Rockwell de diamante com raio de ponta de 0,2 mm, velocidade de deslocamento de 6 mm/min e uma carga progressiva de 1 a 200 N e o comprimento do risco foi de 3 mm.

4.6.3 Ensaios tribológicos em elevadas temperaturas

Com o objetivo de simular as condições de atrito entre ferramenta de corte e peça, que ocorrem durante a usinagem, testes tribológicos foram realizados. Os revestimentos $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{37}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ depositados por PVD e o revestimento $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ depositado por CVD foram avaliados em um tribômetro especialmente adaptado, como mostra a Figura 4.8.

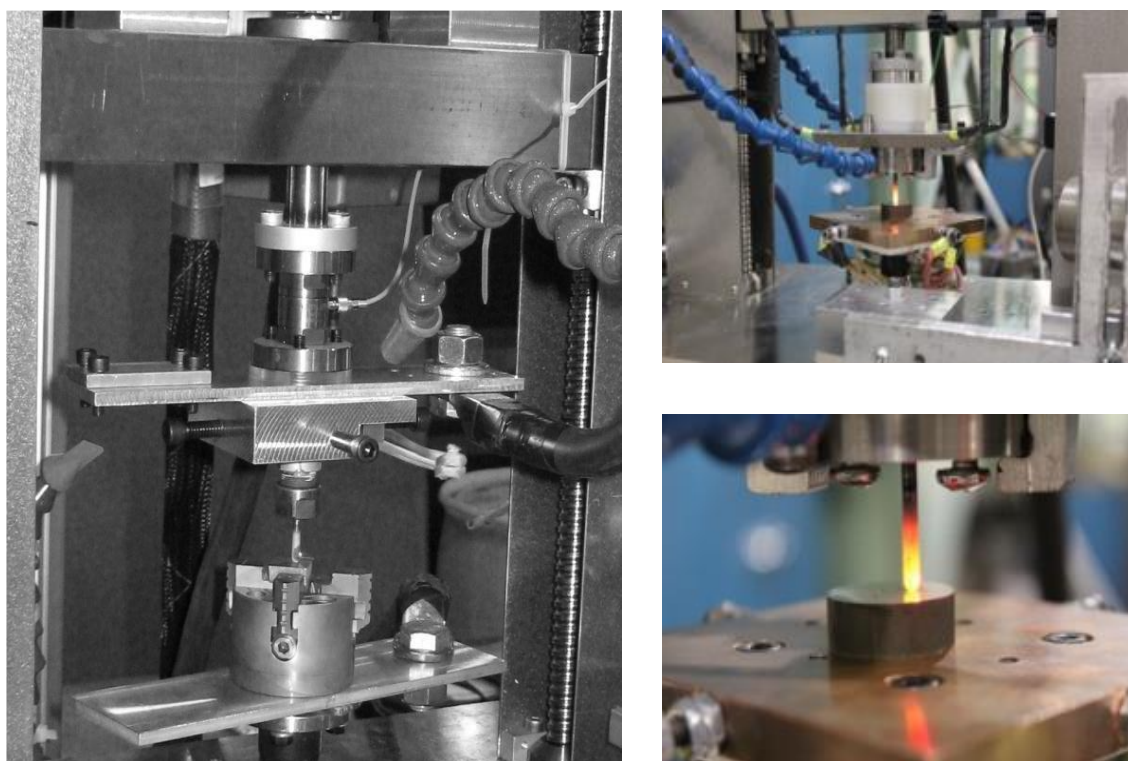


Figura 4.8 – Tribômetro de alta temperatura desenvolvido pelo MMRI.

Os ensaios foram executados utilizando-se pinos de ponta esférica com 6 mm de diâmetro, confeccionados em metal duro com 12% de Co, 80% WC e 8% $\text{TiC}+\text{TaC}+\text{NbC}$. Os pinos foram aquecidos através da passagem de corrente elétrica pelo pino em uma faixa de temperatura de 20 a

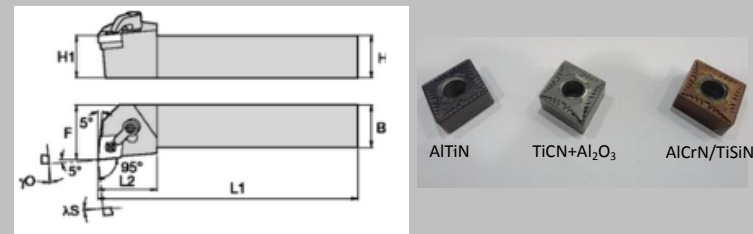
1000°C. Uma força padrão de 250 N foi aplicada para gerar deformação plástica na zona de contato sobre a superfície do disco polido, feito em aço inoxidável superduplex UNS S32750, com as dimensões de 25 mm de diâmetro e 6 mm de altura. Os pinos foram revestidos de acordo com os revestimentos propostos nesta etapa do projeto ($\text{Al}_{67}\text{Ti}_{37}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ depositados por PVD e o revestimento $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ depositado por CVD). Para cada condição investigada, 3 repetições foram feitas. Na sequência dos ensaios, a superfície das pontas dos pinos foi caracterizada em microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM-6610LV equipado com um detector EDX OXFORD Aztech, disponível no *Canadian Centre for Electron Microscopy* – CCEM. Essa análise permitiu identificar os mecanismos de desgaste ocorridos nas amostras testadas a 1000°C.

4.7 Ensaios de Torneamento

Os ensaios de torneamento do aço inoxidável superduplex UNS S32750 foram realizados em um centro de torneamento Boehringer VDF180CM, no laboratório *Machine System Laboratory* – MSL da *McMaster University*. Foram utilizadas ferramentas de metal duro revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{37}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ ambas pelo processo PVD, e ferramentas revestidas com $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ pelo processo CVD; as quais foram testadas em condições de usinagem de acabamento. As condições de corte empregadas foram: V_c 110 m/min; avanço 0,125 mm/rpm e profundidade de corte – 0,5mm. Foi utilizado o fluido de corte B-cool 255, da marca Blaser swisslube, aplicado em abundância sobre a superfície de saída da ferramenta, através da saída convencional da máquina, com uma vazão de 18,7 l/min.

A Tab.4.7 apresenta as principais características das ferramentas de corte de metal duro utilizadas durante os ensaios de torneamento, cujas informações foram fornecidas pela empresa Kennametal.

Tabela 4.7 – Característica dos insertos de metal duro utilizados nos testes de torneamento.

Metal duro – Kennametal			Suporte ferramenta torneamento - PCLNL2020K12	Inserto Torneamento – CNGG432FS K313
Característica	Unid	Valor		
Tamanho de grão	μm	0,1		
Dureza	HRA	89,5		
Densidade	g/cm ³	16,50		
Percentual de WC	%	80		
Percentual de Co	%	12		
Percentual TiC+ TaC+ NbC	%	8		

Durante os ensaios de torneamento, o desgaste das ferramentas de corte foi medido em um microscópio óptico (Mitutoyo- modelo TM). O critério adotado para o fim de vida foi um desgaste de

flanco de 0,3 mm. Esse desgaste foi avaliado a cada comprimento linear de 100 mm usinado dos corpos de prova. Após os testes, a caracterização do desgaste das ferramentas de corte foi realizada em um microscópio de varredura eletrônica da marca **VEGA TESCAN**. Com o objetivo de identificar óxidos formados durante a usinagem, foi feita a análise de foto-eletroscopia por raios-x. Essa análise foi realizada com o uso de um foto-espectrômetro VG ESCALAB MKS para detectar os óxidos formados durante o processo de desgaste da ferramenta de corte revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$.

Assim como nos ensaios de rosqueamento realizados no Brasil, as forças de corte também foram analisadas nos ensaios de torneamento executados no Canadá. Essas medições foram realizadas em três estágios da vida da ferramenta de corte, sendo estes: início ($\text{VB} = 0 \text{ mm}$), meio ($\text{VB} = 0,15 \text{ mm}$) e fim de vida ($\text{VB} > 0,3 \text{ mm}$).

Os cavacos gerados durante os ensaios também foram avaliados através de um microscópio óptico (*NIKON ME600*) e de um microscópio eletrônico de varredura (*VEGA TESCAN*). Para isso, os cavacos foram coletados nos intervalos de vida da ferramenta (início, meio e fim) e avaliados em relação ao mecanismo de formação: fluxo do cavaco na zona de cisalhamento, tipo e morfologia do cavaco. Com o objetivo de avaliar o encruamento promovido durante a formação do cavaco, testes de micro dureza foram realizados na seção transversal dos cavacos coletados. Um micro durômetro Shimadzu modelo HV-2T com indentador tipo VICKERS (HV) foi utilizado. Cinco medições foram realizadas com carga de 50 gf aplicada durante 15 segundos.

4.8 Caracterização da integridade da superfície usinada

A Integridade da superfície usinada do aço inoxidável superduplex UNS S32750 foi avaliada também por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para isso, amostras foram coletadas após a usinagem e cortadas na direção transversal. A condição final da superfície usinada foi avaliada também através do perfil de micro dureza vickers. Essa análise indicou alterações provocadas pela usinagem muito próxima à superfície.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão abordados os resultados, obedecendo ao modelo sistemático do plano geral de desenvolvimento de ensaios apresentado na Fig. 4.1 do capítulo anterior. A discussão iniciará pela análise dos resultados obtidos nos ensaios piloto de usinagem e, em seguida, pela caracterização dos revestimentos PVD estudados durante a etapa I, os quais serão discutidos com base em imagens, tabelas e gráficos comparativos. Em seguida, serão apresentados os resultados referentes aos ensaios de rosqueamento. Por fim, serão discutidos os resultados obtidos durante a avaliação dos novos revestimentos propostos ao longo da etapa II. Para isso, foi feita a caracterização dos revestimentos e determinação da adesão. Testes tribológicos em elevadas temperatura foram realizados com o auxílio de um tribômetro especial conforme apresentado na seção 4.6.1. Para avaliar o rendimento dos revestimentos propostos na etapa II, testes de torneamento na operação de acabamento foram realizados. Nesta etapa, a integridade da superfície usinada também foi avaliada.

ETAPA I – REALIZADA NO BRASIL

5.1 Ensaios Piloto

Com o objetivo de identificar os mecanismos de desgaste e analisar a formação do cavaco durante o processo de usinagem do aço inoxidável superduplex, ensaios de torneamento longitudinal foram realizados. Os dados destes ensaios podem ser vistos na seção 4.2 deste trabalho.

Os resultados de vida da ferramenta de corte estão representados na figura 5.1. Nesta figura é possível observar também, a relação desgaste da ferramenta com a rugosidade da peça.

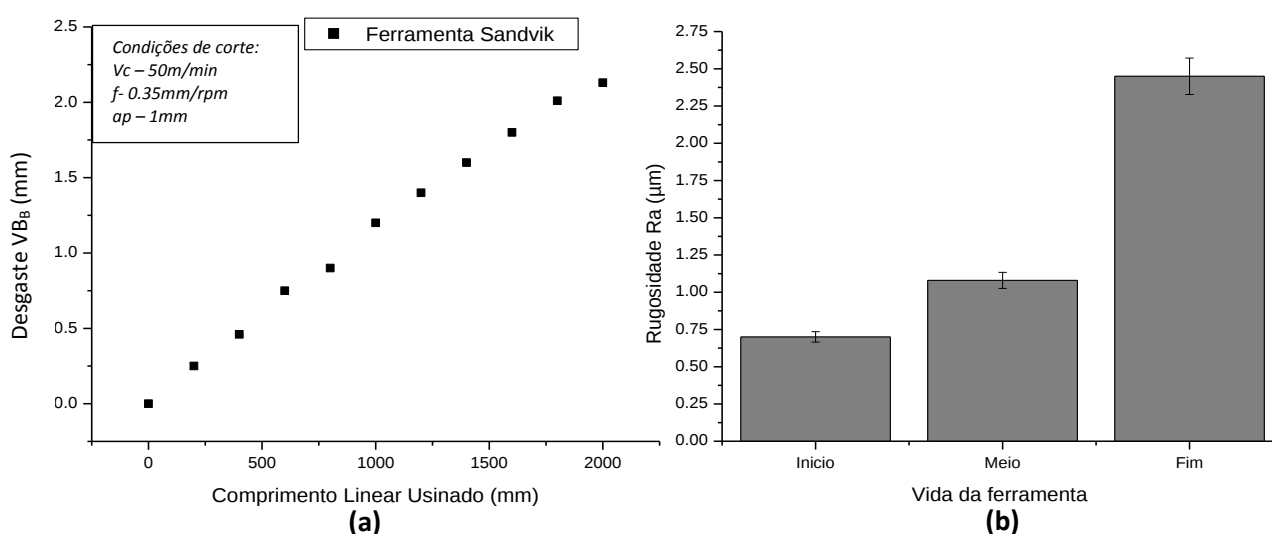


Figura 5.1 – Resultados dos pré testes de usinagem: (a) Desgaste da ferramenta de corte x comprimento usinado e (b) rugosidade da peça mensurado nos estágios de vida da ferramenta.

Os resultados mostram baixo desempenho da ferramenta de corte durante a usinagem. Tal fato pode ser explicado pela elevada temperatura que é gerada na região do corte e, por se tratar da usinagem de um material com baixa condutividade térmica, esse calor gerado se transfere de forma intensa para a ferramenta, acelerando desta forma mecanismos de oxidação e adesão.

As imagens feitas em microscópio de varredura eletrônica da aresta de corte mostram a exposição do substrato, adesão de material na aresta de corte e possível lascamento da aresta de corte (Fig. 5.2).

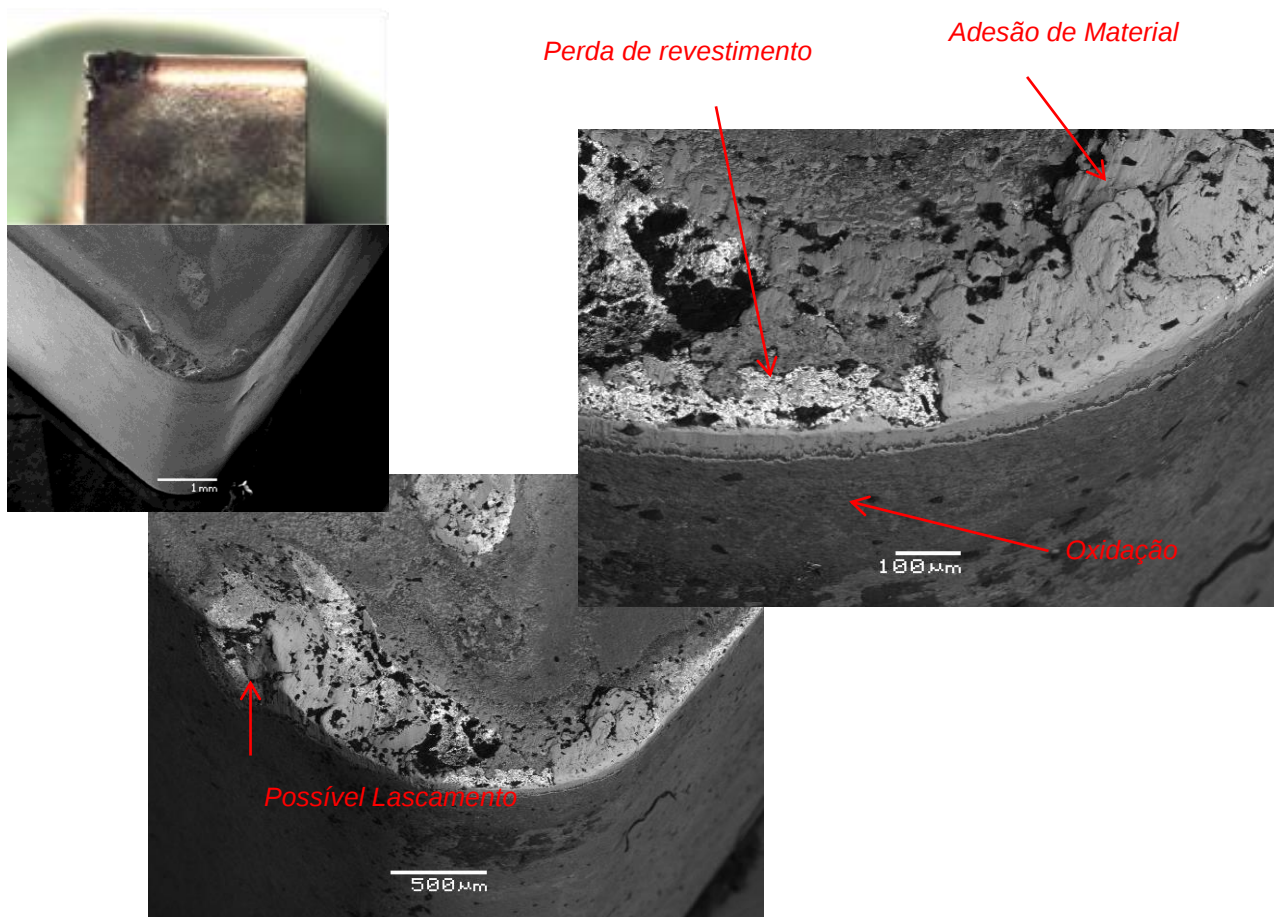


Figura 5.2 – Análise da aresta de corte da ferramenta feita em MEV.

Os aços inoxidáveis superduplex em geral são considerados materiais difíceis de usar, isso se deve, principalmente, à alta plasticidade e tendência do material endurecer quando trabalhado (NOMANI et al. 2013). Na fig. 5.2, é possível observar um gradiente térmico, essa tendência provoca uma condição térmica dentro da zona de contato ferramenta cavaco extremamente alta, aumentando consideravelmente a taxa de desgaste da ferramenta de corte, promovendo assim, oxidação e adesão do material da peça à ferramenta de corte. Como consequência desse processo, o material aderido à ferramenta de corte tende a se soltar com o tempo, levando consigo fragmentos da ferramenta, impactando portanto, na exposição do substrato e no aumento do atrito na zona de contato ferramenta cavaco. Isso reflete no aumento das forças de corte e, principalmente, na diminuição da vida da ferramenta de corte.

Tal comportamento foi evidenciado e comprovado através da imagem da aresta de corte da ferramenta feita em MEV após a conclusão dos ensaios piloto. Na figura 5.3 é possível ver em detalhe a região fraturada, ocasionada pela adesão de material sobre a superfície de saída da ferramenta de corte.

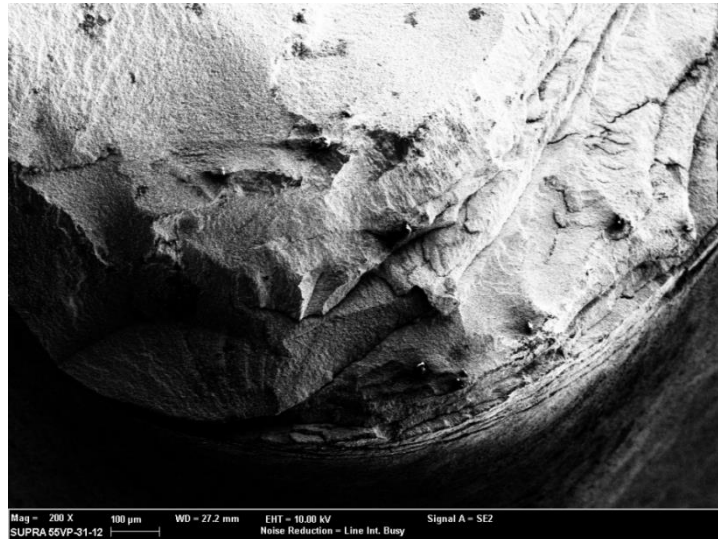


Figura 5.3 – Detalhe da região fraturada da ferramenta de corte utilizada nos ensaios pilotos.

O estudo do cavaco foi realizado com auxílio do microscópio eletrônico. O objetivo para este estudo foi conhecer o processo de formação do cavaco durante a usinagem. Para isso, foi feita a coleta de alguns cavacos gerados no processo de corte, para devida caracterização, conforme é mostrado na figura 5.4.

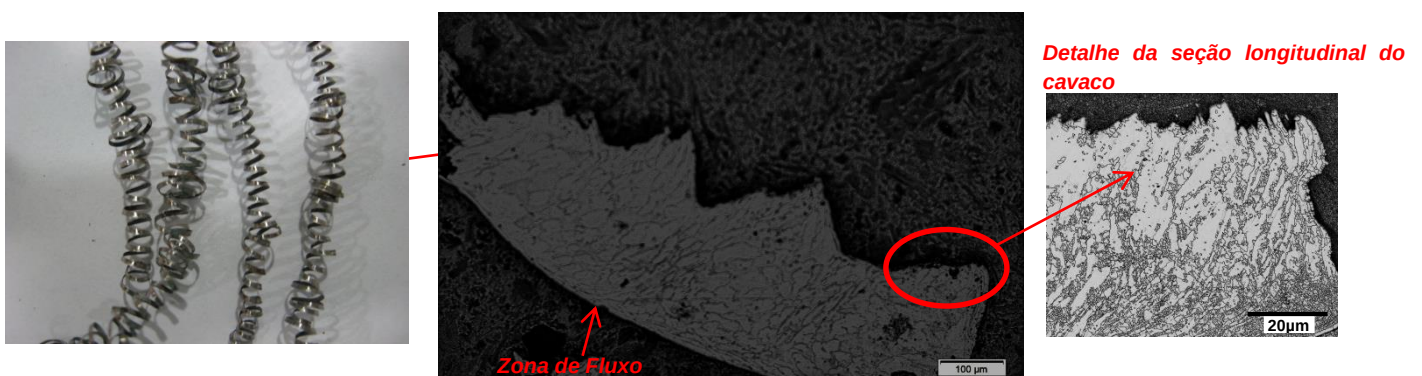


Figura 5.4 – Cavaco do tipo longo e com elevada deformação plástica.

A imagem do cavaco mostra que a usinagem do aço inoxidável superduplex UNS S32750 é caracterizada por um processo de extrema fricção combinada com uma condição térmica elevada. É possível ver que as linhas de cisalhamento do cavaco, não seguem um padrão repetitivo ao longo da seção analisada. Isto sinaliza que o processo de usinagem é caracterizado por arrancamento de

material/deformação plástica, comprometendo assim, o desempenho da ferramenta de corte, a formação do cavaco e a qualidade da superfície usinada, conforme mostrado na figura 5.1.

KORKUT et al (2004), explicam que os aços inoxidáveis possuem algumas características que influenciam no desgaste da ferramenta, entre elas, estão a baixa condutividade térmica, alta taxa de encruamento, tendência à formação de cavacos longos e a grande deformação plástica gerada durante o processo de corte.

Desta maneira, os ensaios pilotos foram fundamentais para o entendimento da usinagem deste material. Foi possível observar que os principais mecanismos de desgaste são: Oxidação, Adesão e Difusão. Esses mecanismos contribuem para o desgaste de flanco, aresta postiça de corte e lascamentos na aresta de corte. Inevitavelmente, isto leva à redução da vida da ferramenta de corte, acelerada principalmente pela adesão do material da peça sobre a aresta de corte da ferramenta, pois os cavacos assim aderidos arrancam a camada revestida e, também, partes do substrato quando se soltam da aresta de corte.

5.2 Caracterização dos revestimentos

As propriedades dos revestimentos estudados ao longo da etapa I deste trabalho estão representadas na tabela 5.1. Para tanto, rugosidade, espessura, composição química, dureza e módulo de elasticidade foram medidos. Os valores apresentados na tabela representam a média de três medições para cada análise realizada. Pode ser visto que o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ apresenta rugosidade de superfície, dureza e módulo de elasticidade superior em comparação com os demais revestimentos. Embora o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ apresente uma espessura menor em relação aos outros revestimentos estudados, sua baixa rugosidade aliado com o alto teor de alumínio são características promissoras durante sua aplicação (AIHUA et al. 2012)

Tabela 5.1: Propriedades dos revestimentos estudados.

Revestimento	Distribuição	Rugosidade Ra (μm)	Espessura (μm)	Composição química (% at.)				Dureza (GPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	H/E
				Cr/N	Ti/N	Si/N	Al/N			
AlCrN	Monocamada	0,0547 $\pm$ 0,02	3,6 $\pm$ 0,2	50	-	-	50	27,3 $\pm$ 2,6	392,8 $\pm$ 26	0,0695
AlCrN-Based	Monocamada	0,0134 $\pm$ 0,02	3,5 $\pm$ 0,2	60	-	-	40	26,4 $\pm$ 3,1	358,9 $\pm$ 28	0,0736
AlCrN/TiSiN	Multicamadas	0,0922 $\pm$ 0,02	4,0 $\pm$ 0,2	50	95	5	50	32,8 $\pm$ 2,4	429,7 $\pm$ 32	0,0763

De acordo com os resultados apresentados na tabela 5.1, é possível observar que o teor de Al tem um aumento nítido no revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$. A análise EDS feita para os revestimentos indica uma distribuição significativa dos elementos estudados (Al, Cr e Ti). O Teor de Al é um dos parâmetros principais que influenciam as propriedades de um revestimento. Teores de alumínio numa escala entre 60-70%at. são considerados ótimos para aplicações de extremo atrito (NING et al. 2008), condição essa ocorrida durante o processo de usinagem do aço inoxidável superduplex.

Os resultados de dureza, módulo de elasticidade e relação H/E, foram também apresentados na Tabela 5.1. Os dados mostram que os revestimentos apresentam uma dureza semelhante dentro de uma faixa de 27-33GPa. Embora a dureza do revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ multicamadas seja significativamente maior que o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ monocamada, os valores do módulo de elasticidade e a relação H/E podem ser um bom indicador de resistência à tenacidade para revestimentos PVD (LEYLAND e MATTHEWS, 2000).

A Fig. 5.5 representa as seções transversais das ferramentas revestidas.

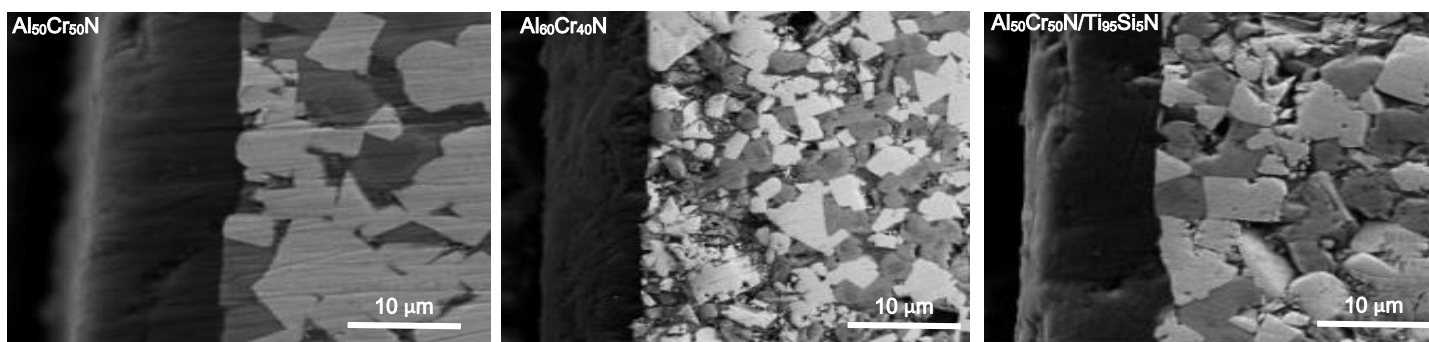


Figura 5.5 – Seção transversal dos revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$.

A seção transversal das ferramentas revestidas indica uma homogeneidade da espessura do revestimento sobre o substrato de metal duro, isto impacta diretamente numa ligeira melhora das propriedades mecânicas dos revestimentos (BELL et al. 1998).

5.3 Adesão dos Revestimentos

Como apresentado no item 4.3.5.1, os ensaios de indentação Rockwell foram conduzidos conforme os padrões da norma VDI 3198. Nos ensaios desta seção buscou-se avaliar as superfícies revestidas quanto à adesão, tenacidade e resistência ao desgaste, fatores-chave para a aplicação de revestimentos em ferramentas de corte.

O tipo de contato e carregamento difere nestes ensaios. Os ensaios de adesão e tenacidade inicialmente foram realizados com o uso de uma carga estática e pontual, em seguida, o carregamento nos ensaios de adesão foram realizados na condição de carga progressiva e deslizante, conforme descrito no item 4.3.5.2 deste trabalho.

O objetivo destes ensaios foi de verificar o comportamento das superfícies estudadas, tendo em vista o tipo de esforço a que seriam submetidas em uma aplicação industrial. Além disso, os dados e propriedades avaliados na caracterização das superfícies foram relacionados com o comportamento mecânico e tribológico, em uma tentativa de observar como eles estão interligados.

Na Figura 5.6 é possível observar as imagens dos resultados das indentações para os revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ com as seguintes cargas (a)15kgf, (b)30kgf, (c)60Kgf e (d)100kgf.

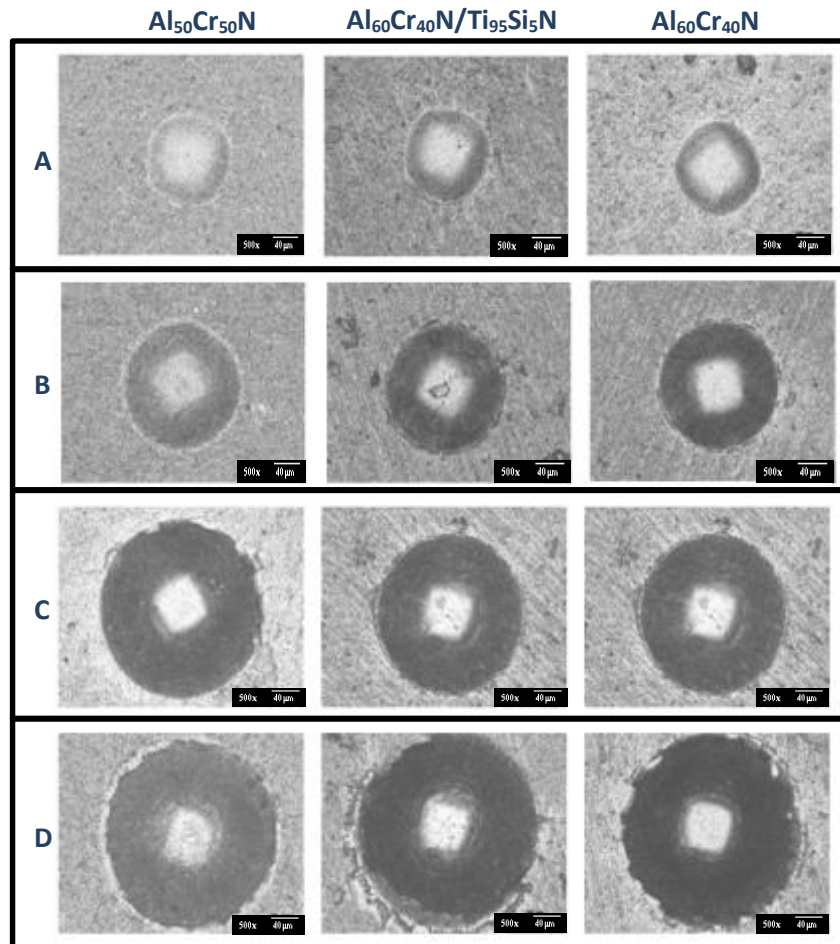


Figura 5.6 – Matriz com as indentações Rockwell para os revestimentos estudados.

A Figura 5.6 mostra claramente a diferença em relação às falhas produzidas para os revestimentos testados sobre as cargas selecionadas. O revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ mostrou bons resultados de adesão (de acordo com a norma VDI 3198). Nenhuma área com delaminação ou trincas foi encontrada no entorno das indentações produzidas com as cargas de 15kgf e 30kgf para este revestimento. Foi possível identificar delaminação ao redor da indentação apenas com a carga de 100Kgf, este comportamento indica uma adesão adequada do revestimento sobre o substrato (AVILA et al. 2013).

Para o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ observa-se intensa delaminação e deslocamento do revestimento sobre o substrato na indentação feita com a carga de 100Kgf. Este comportamento mostra que a adesão desse revestimento é relativamente inferior quando comparada aos demais revestimentos estudados (BOUZAKIS et al. 2013).

A quantificação da adesão foi também realizada por meio da aquisição da carga normal, estabelecendo-se uma carga crítica de falha dos revestimentos. Essas propriedades de adesão foram avaliadas e relacionadas com os mecanismos de desgaste expostos pelo meio de trabalho, para cada revestimento ensaiado.

De acordo com Barletta et al. (2015) três diferentes cargas críticas podem ser definidas durante o ensaio de risco. Estas são: (i) carga crítica LC1 é a carga normal aplicada em que as

primeiras falhas de adesão do revestimento sobre o substrato aparecem, geralmente são micro fraturas formadas na parte inferior do indentador durante o ensaio. Essa falha é conhecida também, como falha coesiva; (ii) a segunda carga LC2 é a carga normal aplicada à qual a medida de eventos de fratura aumenta, envolvendo assim, tanto a parte inferior como também a borda do indentador. Esta falha corresponde ao início do deslocamento, evento este que caracteriza o início da falha de adesão; (iii) a terceira carga crítica LC3 é a carga normal aplicada a que o revestimento exibe uma falha catastrófica, com delaminação parcial ou completa do revestimento sobre o substrato. As cargas críticas LC1, LC2 e LC3 medidas durante os ensaios de risco estão apresentadas na tabela 5.2.

Tabela 5.2: Cargas críticas LC1, LC2 e LC3 para os revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$.

Coating	LC1 (N)	LC2 (N)	LC3 (N)
$\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$	$55 \pm 2,4$	$78 \pm 3,4$	$170 \pm 2,8$
$\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$	$60 \pm 2,1$	$94 \pm 2,3$	$142 \pm 3,2$
$\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$	$73 \pm 2,7$	$102 \pm 2,7$	$155 \pm 3,1$

Para definição de carga crítica LC, foi adotada como critério a primeira falha coesiva do revestimento medido em LC1. Como mostrado na tabela, o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ apresentou um valor em LC2 maior do que os demais revestimentos ensaiados. Uma possível explicação para este comportamento pode ser relacionado com a quantidade de alumínio na composição química de cada revestimento, indicando, portanto, a melhor adesão entre os revestimentos estudados. Fox-Rabinovich et al. (2009), em seus estudos, evidenciaram que revestimentos ricos em alumínio apresentam uma forte ligação metálica com o substrato de metal duro, melhorando assim a adesão do revestimento ao substrato e sua resistência à oxidação.

Embora a carga crítica registrada em LC3, para o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, tenha sido relativamente superior aos valores registrados para os revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ e $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$, os intervalos em LC1 e LC2 registrados indicam uma adesão inferior em relação aos revestimentos com composição química enriquecida em alumínio.

A figura 5.7 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de risco com carga progressiva. Nas trilhas mostradas, é possível observar a evolução da carga aplicada ao longo do comprimento do risco. Todas as micrografias foram tomadas a partir do ponto do início da marca em que o revestimento apresentou uma determinada falha.

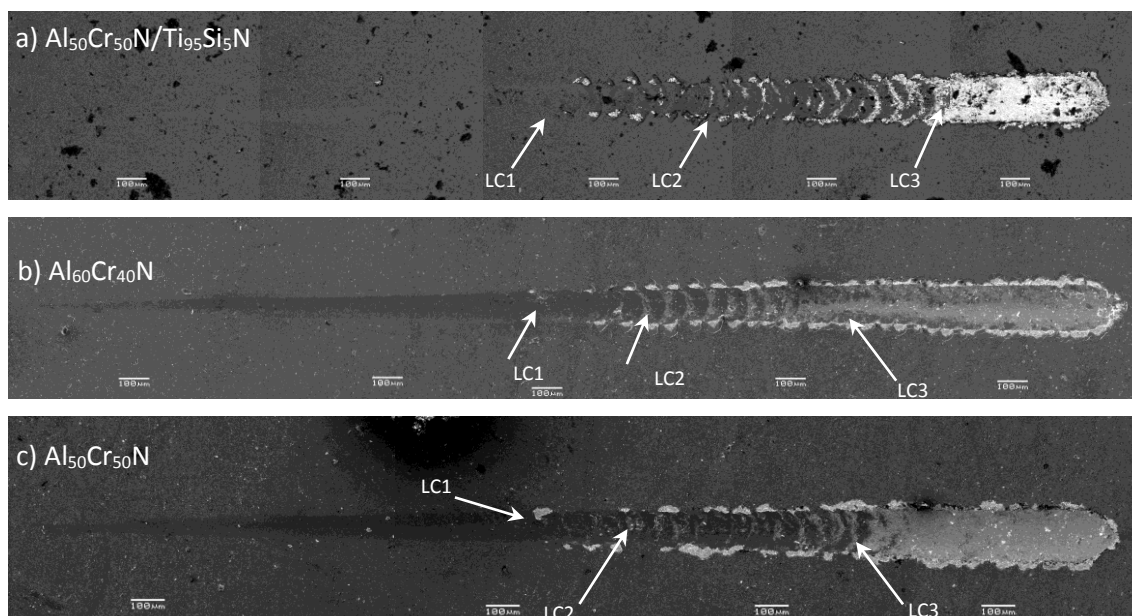


Figura 5.7 – Diagrama com as imagens dos riscos produzidos durante o ensaio de adesão com carga progressiva. (a) $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, (b) $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$, e (c) $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$.

Como mostrado na tabela 5.2, o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ (*AlCrN/TiSiN Hélica®*) apresentou baixo valor de cargas críticas para LC1 e LC2, ao longo dos testes de adesão com carga progressiva. Isto significa que esse revestimento tem uma resistência à adesão inferior que aos demais revestimentos ricos em alumínio. A partir das imagens ilustradas na figura 5.7, ainda é possível observar que o revestimento *AlCrN/TiSiN Hélica®* apresenta micro lascamentos no lado externo à trilha de desgaste logo no início em que a carga progressiva foi aplicada, quebrando assim o revestimento, em numerosos fragmentos. Durante o teste, fissuras e delaminação na parte interna da trilha foram observadas, dando início então a exposição do substrato. A força de interação entre o revestimento e o substrato para o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ pode ter sido afetada pela tensão residual, tipicamente presente em revestimentos multicamadas PVD (SOROKA, 2010). Tensões residuais trativas, podem ser consideradas como o motivo principal para a propagação de fissuras em todo o revestimento de camadas múltiplas, e que, conseqüentemente, empobrece o processo adesivo (WANG et al. 2013). Através da propagação de fissuras, o mecanismo da falha predominante no revestimento de $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ foi o deslocamento.

Para as ferramentas revestidas com o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ e $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$, diferentemente dos resultados observados para o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, é possível observar a presença de fissuras na parte interna da trilha em LC1, ocasionando o surgimento de pequenas aberturas durante a aplicação da carga. Estas fissuras formaram trajetórias semicirculares, paralelas à superfície de contato da ponta de diamante e no sentido desta, sinalizando desta maneira o início de deformação plástica do revestimento. Na medida em que a carga era aumentada, foi possível verificar uma sobreposição de material aderido na interface, fato esse que ocorreu até o final do ensaio de risco. Kuptsov et al (2013) em seus estudos, afirmaram que este comportamento ocorre devido à liberação

de energia elástica gerada pela propagação de fissuras semicirculares durante os ensaios de indentação dinâmica, representando assim a adesão fragmentada.

Os ensaios de indentação Rockwell e de risco com carga progressiva, mostraram-se, adequados para a análise qualitativa e quantitativa da adesividade dos revestimentos. Já a análise quantitativa da adesividade, utilizando os ensaios de risco com carga progressiva, foi avaliada através das técnicas de microscopia eletrônica, o que possibilitou determinar o ponto crítico de falha dos revestimentos. Esta análise auxiliou no entendimento do desempenho das ferramentas de corte nos ensaios de vida.

Apesar da dificuldade na interpretação dos resultados, a indentação da superfície com carga dinâmica foi uma ferramenta importante para determinar os mecanismos que acarretam falhas no revestimento. As técnicas adotadas mostrou que o revestimento $Al_{60}Cr_{40}N$ Alnova® tem adesão melhor que os demais revestimentos estudados ao longo da etapa I.

5.4 Determinação do coeficiente de Atrito

Para uma melhor compreensão do comportamento dos revestimentos em aplicações de usinagem, testes tribológicos pino-disco foram realizados. As propriedades tribológicas e coeficiente de atrito foram avaliados utilizando-se pinos feitos em aço inoxidável contra amostras de metal duro revestidas com $Al_{50}Cr_{50}N$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$.

Inicialmente, duas configurações foram adotadas (fig. 5.8). O objetivo foi validar o efeito fluido de corte sobre os aspectos de lubrificação e refrigeração do par tribológico, reduzindo assim o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste para cada par testado. Todos os ensaios foram repetidos ao menos três vezes para cada configuração experimental.

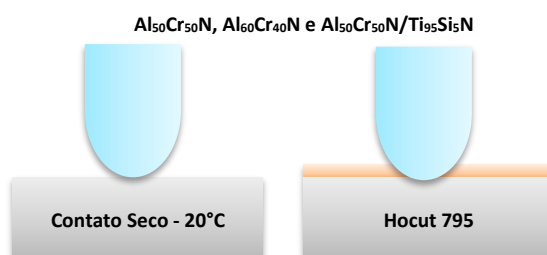


Figura 5.8 – Configuração dos testes tribológicos para os revestimentos $Al_{50}Cr_{50}N$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$.

A Figura 5.9 mostra a curva do coeficiente de atrito obtida para os revestimentos $Al_{50}Cr_{50}N$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$, conforme configuração ilustrada na fig. 5.8. O par tribológico revestimento $Al_{50}Cr_{50}N/Ti_{95}Si_5N$ e pino SDSS, exibiu um coeficiente de atrito relativamente inferior aos demais pares testados durante os testes com e sem lubrificante. Esse comportamento pode ser atribuído, ao efeito combinado da dureza e do módulo de elasticidade do revestimento (MO et al. 2007).

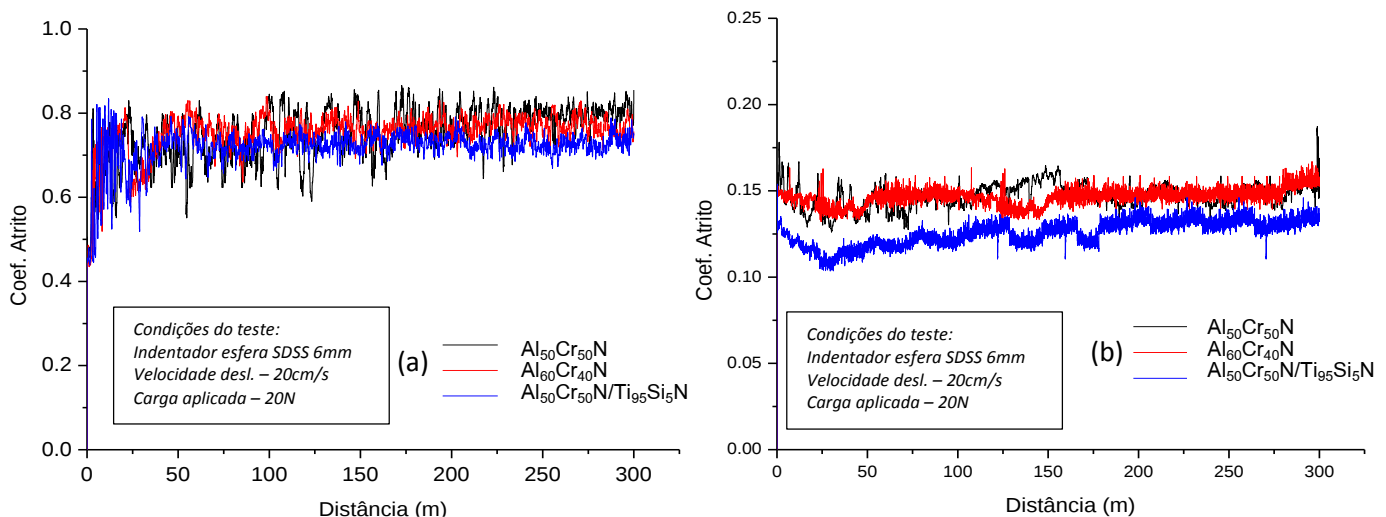


Figura 5.9 – Coeficiente de atrito para os revestimento $AlCrN$, $Al_{60}Cr_{40}N$ e $AlCrN/TiSiN$: (a) testes sem utilização do fluido de corte a (b) testes com contato lubrificado.

O revestimento $Al_{50}Cr_{50}N$ Alcrona® apresentou picos de amplitude para o coeficiente de atrito ao longo do teste realizado sem fluido de corte (fig. 5.9 (a)). Essa é uma característica típica da combinação de mecanismo de adesão e oxidação. A adesão do material da contra peça ocorre no revestimento, esse processo é acelerado pela temperatura do contato, o que reflete negativamente no coeficiente de atrito (BIROL, 2013).

É possível observar que em ambas as configurações de contato, lubrificado e não lubrificado, o coeficiente de atrito tende a aumentar ao longo da distância. Dado que, quanto maior é o esforço mecânico a transmitir, maiores serão as pressões de contato entre os elementos e, consequentemente, maior será esse coeficiente de atrito. De fato, o coeficiente de atrito pode ser influenciado por mecanismos de modificação de dureza na superfície desgastada (LUGSCHEIDER et al. 2001).

Para os ensaios com o contato lubrificado, fig. 5.9(b), os resultados mostram que o fluido de corte reduziu o coeficiente de atrito para cada par tribológico testado. Os testes revelaram a importância da atuação do fluido de corte como lubrificante nos processos de usinagem. É notória a redução do coeficiente de atrito. Cordes (2012), explica que esta tendência é reforçada pelo uso de lubrificação de inundação, e assim sendo, o atrito é reduzido através do uso de fluidos de corte com alta capacidade de lubricidade ao contato.

A média do coeficiente de atrito obtida para cada revestimento de acordo com cada condição testada encontra-se na figura 5.10. Através desta análise, fica evidente que o $AlCrN/TiSiN$ Hélica® apresentou uma ligeira redução no coeficiente de atrito para esse par tribológico.

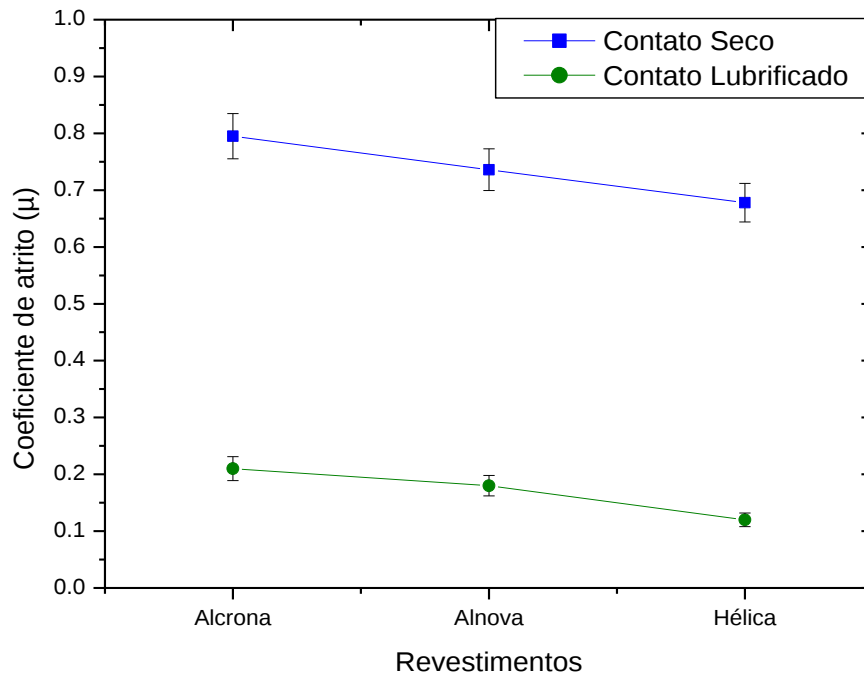


Figura 5.10 – Média do coeficiente de atrito para cada par tribológico testado nas condições de contato seco e lubrificado.

Embora o fluido de corte seja um terceiro material que possui baixa resistência ao cisalhamento, o recobrimento das superfícies das amostras em contato com este terceiro material, irá induzir o atrito, afetando apenas parcialmente os corpos em contato. A este material que pode ser sólido, líquido ou gasoso, denomina-se lubrificante. As forças de atrito a serem geradas estão diretamente vinculadas às características da película lubrificante (ENDRINO et. al, 2006). Portanto, a atuação do lubrificante irá promover uma redução na taxa de desgaste para cada par tribológico.

5.5 Determinação da taxa de Desgaste

Um parâmetro importante a ser analisado é a taxa de desgaste dos revestimentos estudados. ZUM GAHR (1987) define o desgaste como a perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido à ação mecânica, isto é, o contato e o movimento relativo entre este corpo e um contra-corpo sólido, líquido ou gasoso.

O volume removido, para os pinos de aço inoxidável superduplex ensaiados contra os discos revestidos com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, foi calculado para as condições de contato seco e lubrificado estão mostrados na figura 5.11, esses valores representam a média calculada para cada par tribológico.

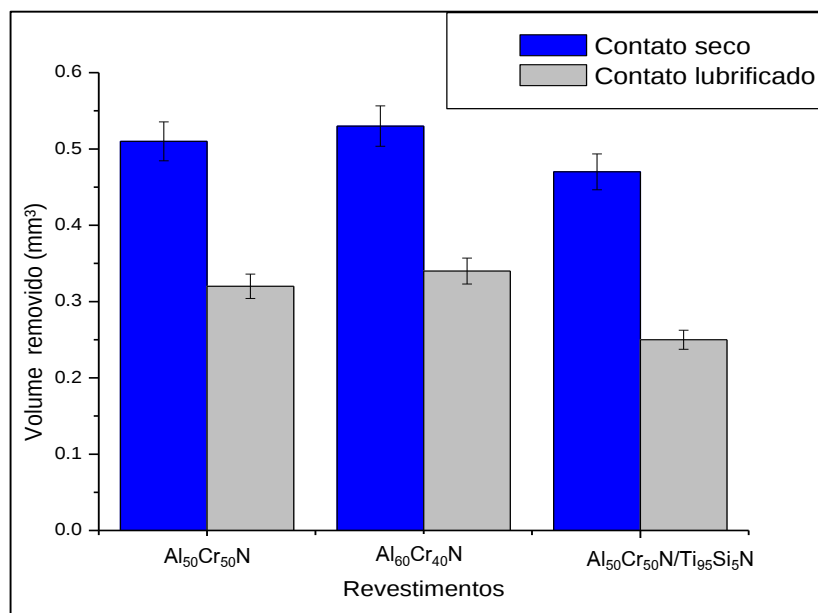


Figura 5.11 – Volume removido mensurado durante os testes tribológicos para as esferas em aço superduplex testadas contra os discos revestidos com Al₅₀Cr₅₀N, Al₆₀Cr₄₀N e Al₅₀Cr₅₀N /Ti₉₅Si₅N, nas condições de contato seco e lubrificado.

Observa-se que o volume desgastado foi consideravelmente reduzido para os ensaios realizados com lubrificante HOCUT 795. Em todos os ensaios, o par tribológico aço superduplex contra ferramenta revestida com Al₅₀Cr₅₀N/Ti₉₅Si₅N apresentou menor desgaste, isso é consequência do menor coeficiente de atrito entre o par tribológico.

O estudo da trilha de desgaste dos insertos de metal duro revestidos com Al₅₀Cr₅₀N, Al₆₀Cr₄₀N e Al₅₀Cr₅₀N/Ti₉₅Si₅N utilizados nos testes tribológicos com contato seco e lubrificado, foram analisadas no microscópio eletrônico. As imagens, juntamente com o perfil transversal, estão representadas na figura 5.12. Para ambas as condições de teste, a superfície é coberta com partículas do material da peça aderido sobre o disco revestido ao longo da direção de deslizamento, característica típica de mecanismo de adesão.

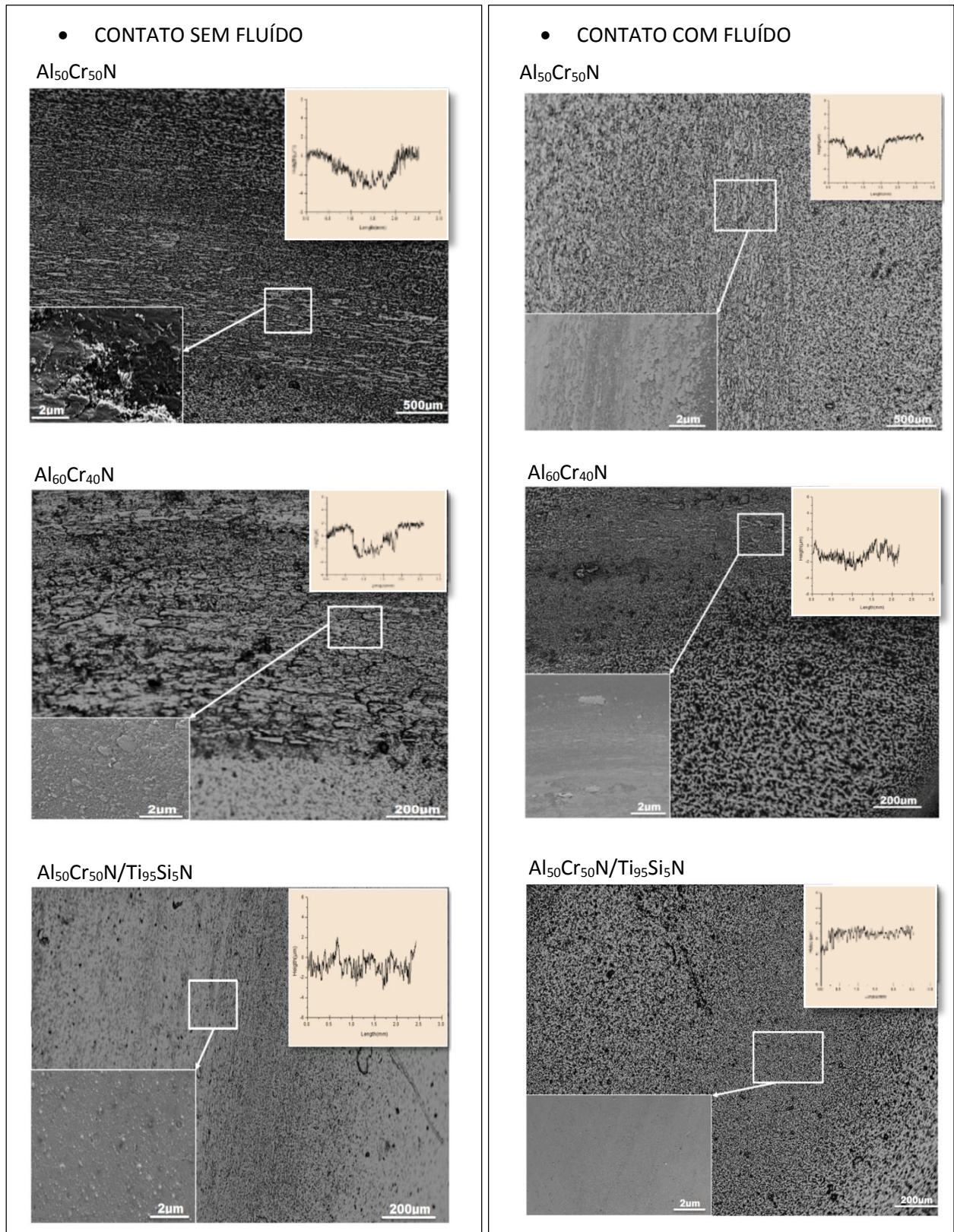


Figura 5.12 – Trilha de desgaste dos inserts de metal duro revestidos com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ utilizados nos testes tribológicos com contato seco e lubrificado, após uma distância percorrida de 300m.

As imagens permitem uma análise qualitativa dos desgastes ocorridos. É notório que, nos ensaios realizados sem lubrificante, o desgaste foi mais acentuado.

Em relação à profundidade e largura de faixa de desgaste sob a superfície do disco usado, os resultados para o teste seco mostram que a profundidade da seção transversal dos revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ e $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ são maiores do que a sua espessura. Por outro lado, no teste lubrificado, os resultados mostram que a profundidade da seção transversal foi reduzida para os três revestimentos testados, indicando que o coeficiente de atrito e o desgaste, ambos foram reduzidos.

5.6 Ensaios de Rosqueamento

A representação gráfica da média da força de corte em função do tempo de corte e comprimento linear usinado, para os revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, usados durante os ensaios de rosqueamento, estão mostrados na fig. 5.13. Os resultados dos testes mostram que a evolução do tempo de usinagem (desgaste da ferramenta), reflete negativamente nos esforços de corte produzidos. O revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ apresentou menores valores de força, durante todo o processo avaliado.

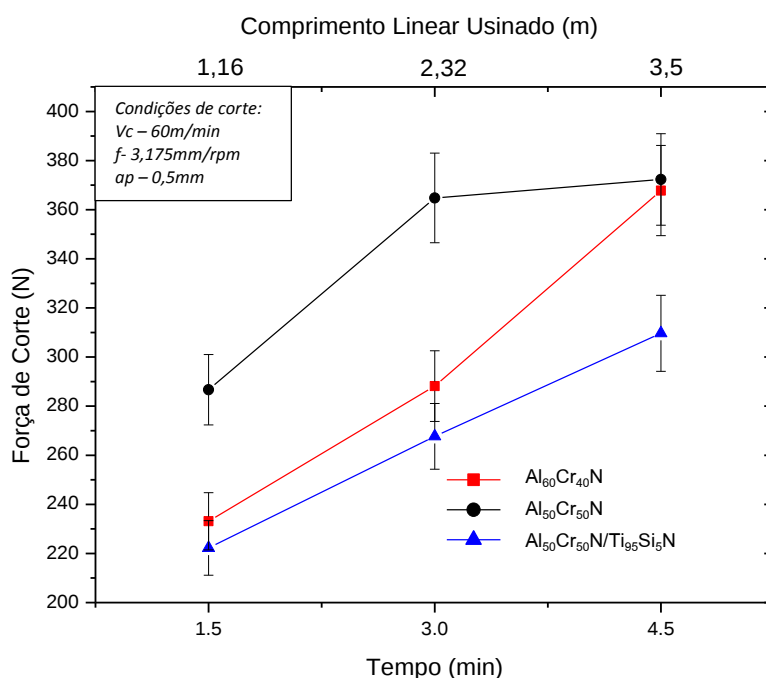


Figura 5.13 – Forças de Corte obtidas durante os testes de rosqueamento.

A figura 5.13 mostra que a variação na força de corte está associada à modificação das propriedades de cada revestimento testado. Os menores esforços de corte produzidos para a ferramenta revestida com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ estão diretamente relacionados com o baixo coeficiente de atrito do par tribológico. Kalss et al. (2006), durante estudos de usinagem, observaram que revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ proporciona à ferramenta, uma elevada resistência à abrasão e facilidade na retirada do cavaco, pois o revestimento possui um baixo coeficiente de atrito,

resistindo assim à elevados esforços de corte sobre a ferramenta sem que ocorra lascamento do revestimento e, por ser um revestimento multicamadas, apresenta a capacidade de evitar trincas sobre a ferramenta em função da elevada dureza do revestimento.

A análise do desgaste das ferramentas utilizadas durante os testes de rosqueamento foi conduzida conforme a norma ISO3685:1993. Para tanto, foram realizadas imagens com o auxílio do Microscópio eletrônico de varredura em duas faces de cada ferramenta testada. As imagens podem ser vistas nas figuras 5.14 e 5.16.

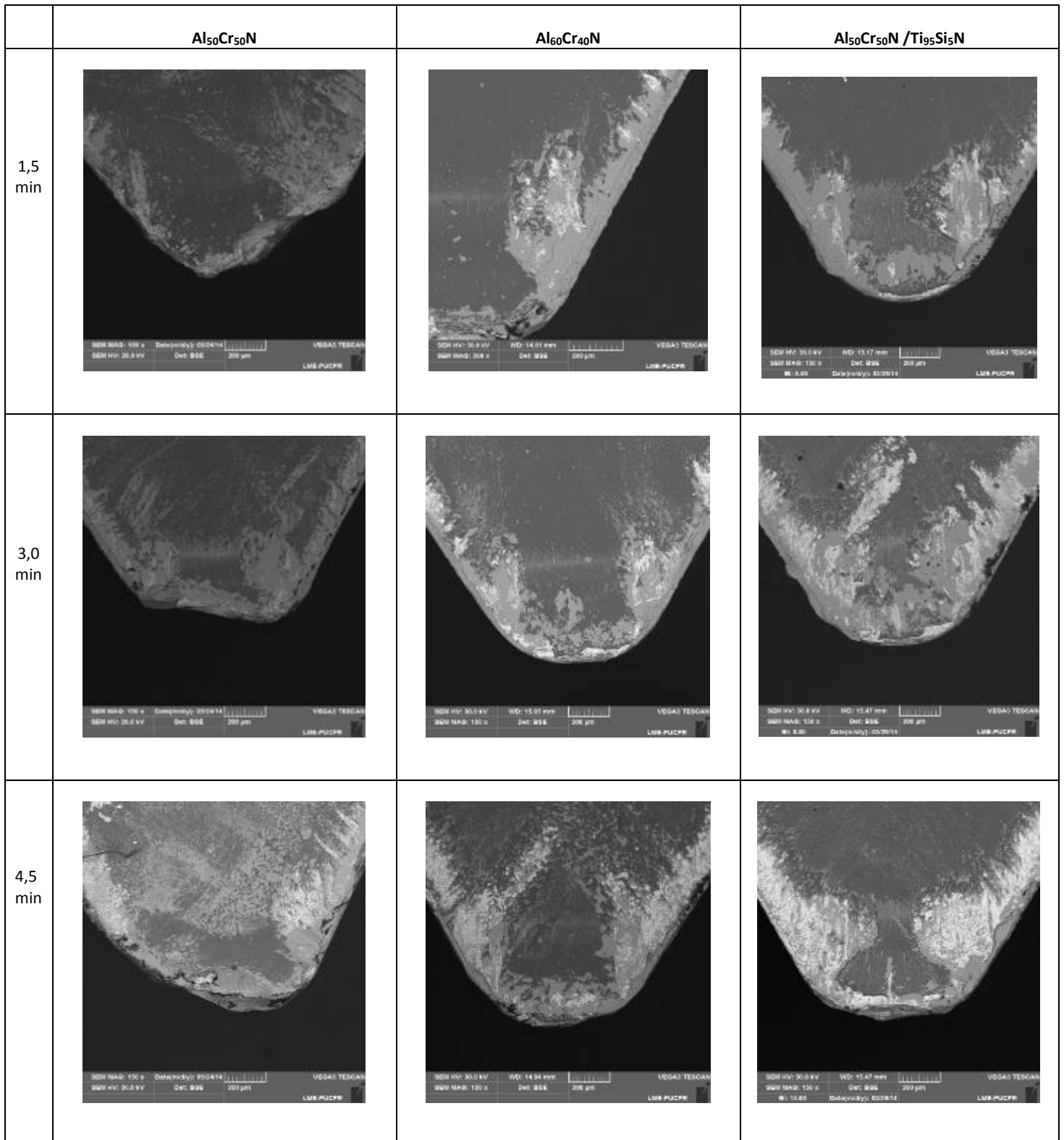


Figura 5.14 – Caracterização de desgaste das ferramentas de corte avaliada na superfície de saída do cavaco nos intervalos de 1,5min, 3,0min e 4,5min.

Nas imagens, observa-se que as ferramentas de corte apresentam desgaste na superfície de saída, o qual evoluiu com o passar do tempo, sendo maior para as medições feitas com 4,5min. Nas imagens das ferramentas de corte obtidas via MEV é possível observar que, os prováveis mecanismos de desgaste, adesão e oxidação, contribuíram para o desgaste das ferramentas.

Reiter et al. (2007), explicam que ligas a base de cromo, durante o processo de usinagem, apresentam a facilidade de criar laços adesivos sobre a superfície da ferramenta de corte, acelerando assim, o processo de desgaste. Quando se formam ligações adesivas, combinada pela ductilidade do material a elevadas temperaturas, o desgaste da ferramenta facilmente se desenvolve como resultado desta interação (FOX-RABINOVICH et al. 2009). Isto, portanto explica o baixo rendimento das ferramentas revestidas testadas durante os ensaios de rosqueamento.

Convertendo os valores da área desgastada (medida sobre a face da ferramenta) para um gráfico de barras, é possível observar que o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ apresentou uma taxa de desgaste inferior aos demais revestimentos testados, como mostra a figura 5.15.

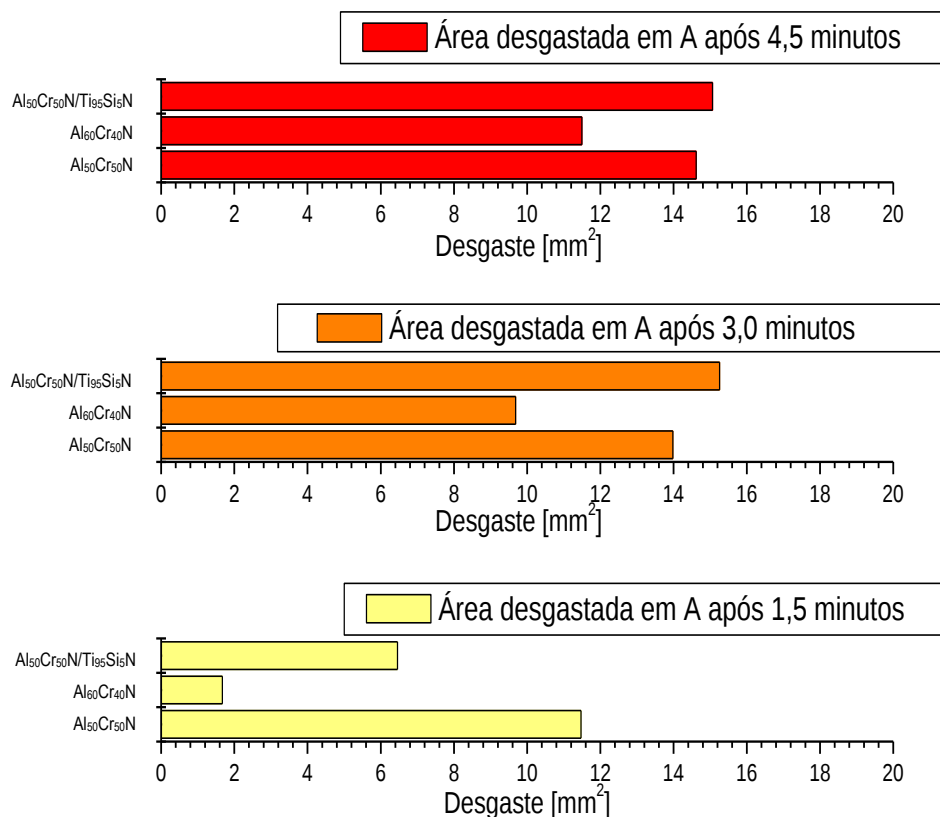


Figura 5.15 – Área desgastada na superfície de saída da ferramenta de corte para cada intervalo de medição.

Uma explicação para o menor desgaste do revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$, é que revestimentos a base de AlCrN (ricos em alumínio) são mais resistentes à oxidação e tem maior dureza do que os revestimentos existentes até então. Com isto, são estáveis sobre condições superiores de temperatura, tendo em geral um desempenho melhor (DJEMIA et al. 2011). Apesar do revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_{5}\text{N}$ possuir AlCrN , dois aspectos explica seu baixo rendimento: (i) esse é um

revestimento multicamadas, a qual a ultima camada é composta por $\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, e (ii) a camada composta por $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ apresenta uma quantidade de Al insuficiente para gerar óxidos, os quais melhoram a condição de fricção durante a usinagem (PAIVA JR et al. 2013).

Em comparação com os demais revestimentos estudados, o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ tem um maior potencial de oxidação, o que melhora de forma significativa a resistência ao desgaste (AUDY, 2011). Ainda neste contexto, a razão para o sucesso deste tipo de revestimento é principalmente devido à sua elevada dureza, boa estabilidade térmica, baixa condutividade térmica, bem como a sua resistência à oxidação, se comparado com os revestimentos isentos de alumínio (SANCHETTE et al. 2011).

A figura 5.16 mostra as imagens com o desgaste de flanco das ferramentas testadas nos mesmos intervalos de tempo usado para o desgaste na superfície de saída. Percebe-se que o flanco das ferramentas avaliadas no tempo de 4,5min, apresenta lascamento na forma de "V" ao longo da ponta da ferramenta. Esse modo de falha foi predominante durante o rosqueamento para a ferramenta revestida com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ monocamada.

Embora os resultados de coeficiente de atrito tenham contribuído, estes resultados ficam difíceis de serem relacionados com aos testes de determinação do coeficiente de atrito, onde o AlCrN/TiSiN foi ligeiramente melhor que os outros revestimentos testados.

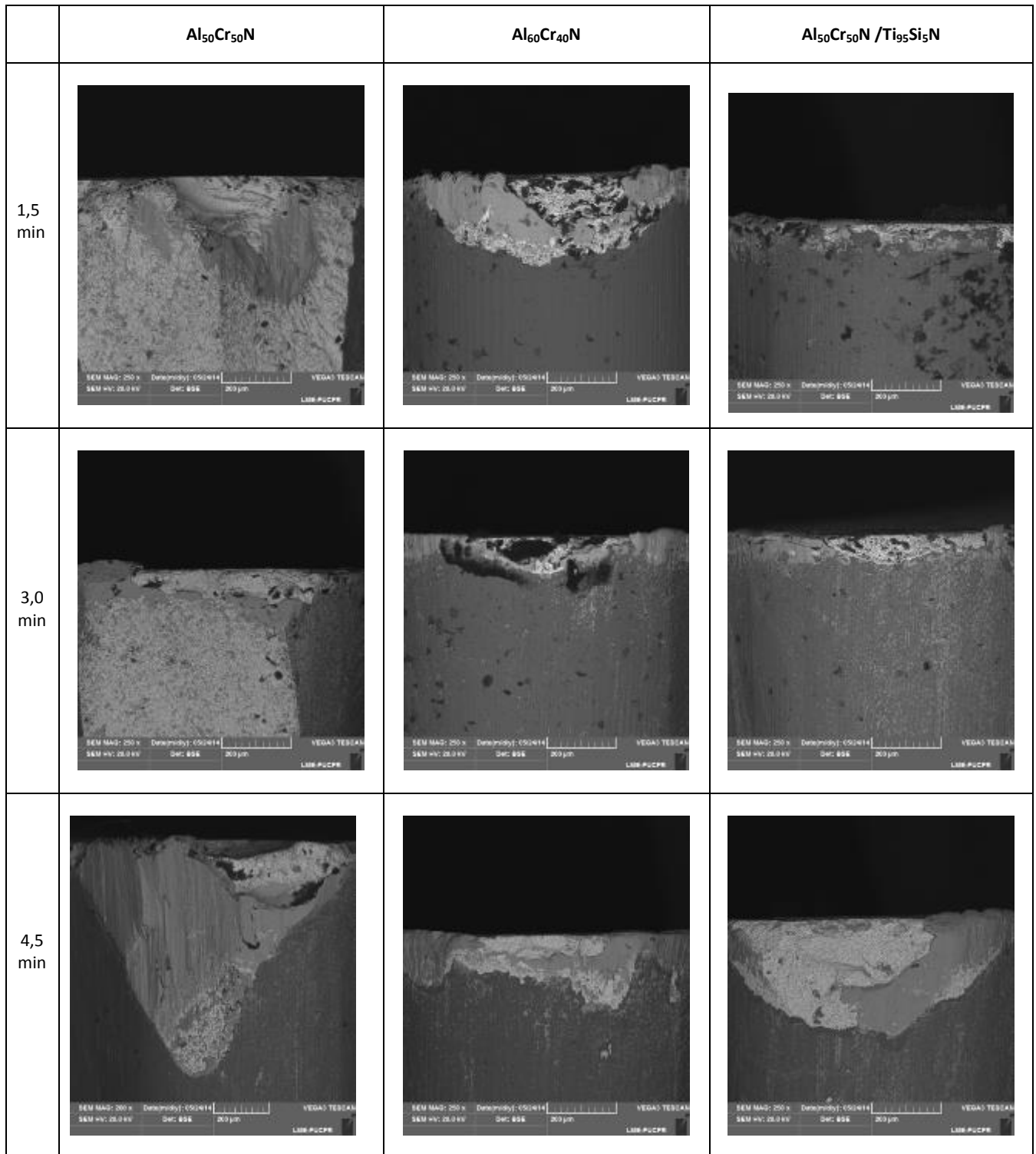


Figura 5.16 – Imagens do desgaste de flanco das ferramentas testadas.

Analisando os insertos revestidos, utilizados nos ensaios de rosqueamento, foi possível verificar, a ocorrência de quebras e/ou lascamentos no flanco das ferramentas. Este modo de falha está associado, com os mecanismos de desgaste de adesão e oxidação, resultante de fenômenos que ocorrem na região do corte, tais como, elevadas temperaturas, deformação plástica e forças de corte geradas durante a usinagem. Ezugwu e Wang (1997) afirmam que elevadas temperaturas são observadas na interface ferramenta/cavaco, resultando em desgaste de oxidação/difusão para a

ferramenta de corte, o que leva a uma redução drástica da ferramenta de corte e piora no acabamento da superfície da peça usinada.

Além disso, o aparecimento de lascas durante os intervalos de 1,5 e 3min, pode está associado com a formação da aresta postiça de corte sobre o flanco das ferramentas com revestimentos monocamada (fig. 5.16). Fernandez-Abia et al. (2013), explicam que a aresta postiça de corte e o lascamento da aresta de corte estão intimamente associados, durante a usinagem de materiais dúcteis. Essa condição contribui para o aumento das forças de corte (fig.5.13), bem como também, instabilidades durante a usinagem (FENANDEZ-ABIA et al. 2013).

A figura 5.17 mostra o gráfico de barras, representando os valores do desgaste do flanco das ferramentas, é possível também observar quando ocorreu o lascamento das ferramentas testadas.

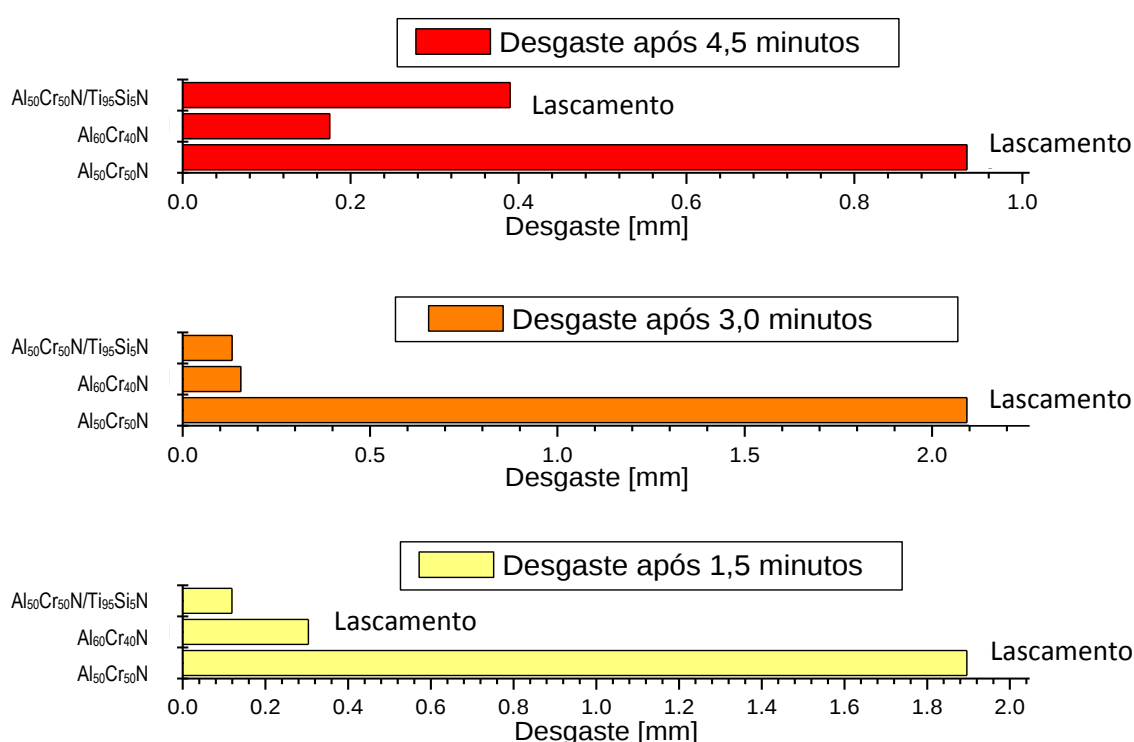


Figura 5.17 – Avaliação de desgaste de flanco.

É possível observar que o revestimento monocamada Al₅₀Cr₅₀N apresentou lascamento da aresta de corte para os três períodos avaliados. Esse comportamento pode estar relacionado ao elevado coeficiente de atrito apresentado para esse par tribológico (fig.5.9). Isso facilitou a adesão do material da peça sobre a aresta de corte da ferramenta, o que culminou na lasca. Para as demais ferramentas testadas, observou-se esta tendência, porém em proporções menores ou nulas no caso dos intervalos de 1,5 e 3,0min para as ferramentas com o revestimento multicamadas Al₅₀Cr₅₀N/Ti₉₅Si₅N.

O aparecimento de aresta postiça de corte, causado pela adesão, acelera o processo de desgaste da ferramenta de corte, causando lascamento na aresta de corte da ferramenta (ENDRINO et al. 2006).

Por se tratar de um processo de usinagem instável, os resultados de desgaste obtidos durante os testes realizados mostram que, mesmo com a lasca da aresta de corte no período de 1,5min, a ferramenta revestida com $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ apresentou um melhor desempenho em relação às revestidas com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$. Isto pode estar relacionado com a maior quantidade de Al, permitindo assim, uma adaptação do revestimento em condições extremas de atrito (RABINOVICH et al. 2006).

O efeito das condições superficiais da rosca após o processo de usinagem também foi avaliado. A rugosidade é um dos critérios importantes de integridade da superfície para medir a qualidade da rosca quanto às características de ajuste e de vedação exigidas em tubulações de transporte de petróleo. Na figura 5.18, é possível observar a rugosidade medida no filete da rosca de acordo com os intervalos de medição para cada revestimento testado.

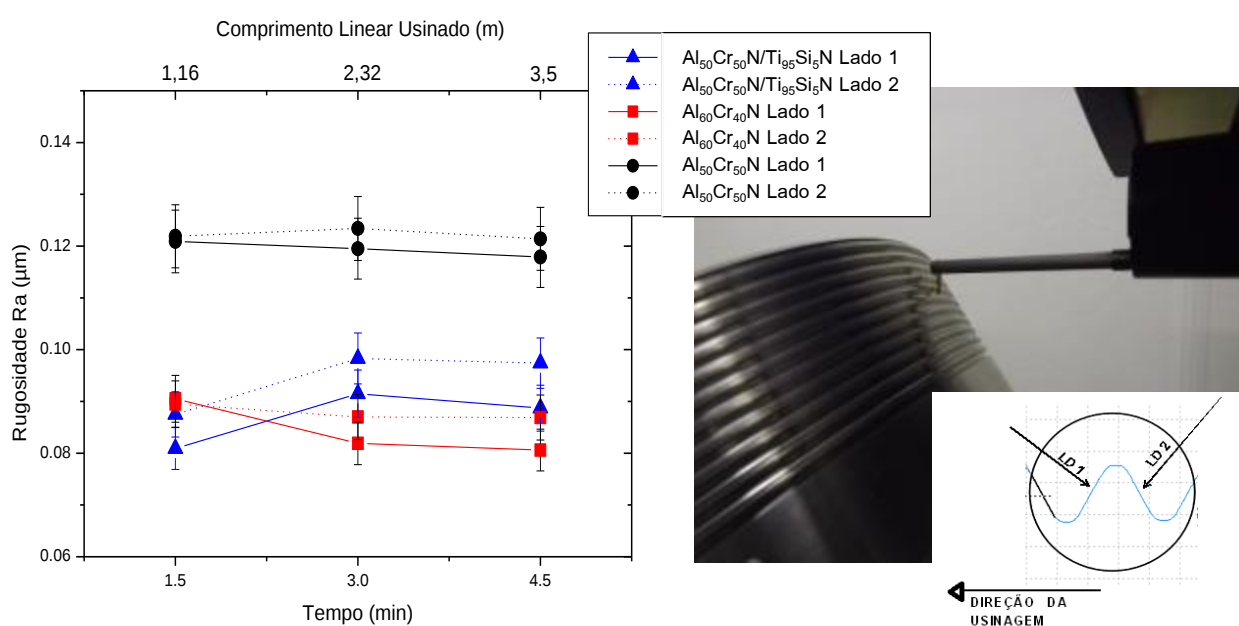


Figura 5.18 – Rugosidade do filete da rosca obtida para cada revestimento durante os testes de rosqueamento.

Foi observado uma melhora no acabamento superficial ao longo do comprimento usinado para os corpos de prova produzidos com ferramentas revestidas rica em alumínio (fig.5.18). Che-Haron e Jawaid (2005) estudaram a integridade da superfície usinada e observaram que a rugosidade da superfície tende a se tornar mais suave para o fim da vida útil da ferramenta. Este comportamento provavelmente ocorreu devido à deformação na face do flanco ou a adesão do material da peça de trabalho na ponta da ferramenta (CHE-HARON e JAWAID, 2005).

Outro aspecto importante que pode ser observado na fig. 5.18, é que a rugosidade da peça usinada com o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, foi menor em relação aos demais revestimentos testados na condição de início de vida. Entretanto, com o aumento do comprimento usinado, a rugosidade foi reduzida para o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ em relação aos demais revestimentos

estudados. Endrino (2007) estudou a influência da composição de revestimentos ricos em alumínio sobre o comportamento de oxidação. Seus resultados mostram que o comportamento de oxidação dos revestimentos à base de AlCrN (ricos em alumínio), exibiram melhor resistência à oxidação, devido a formação de camadas superficiais de óxido de Alumínio, que por sua vez, tem a capacidade de redirecionar a geração de calor na interface ferramenta-peça, melhorando a integridade da superfície usinada. A figura 5.19 enfatiza esse comportamento. Imagens da seção transversal feitas no filete da rosca mostram o estado da superfície como resultado do efeito do processo de usinagem.

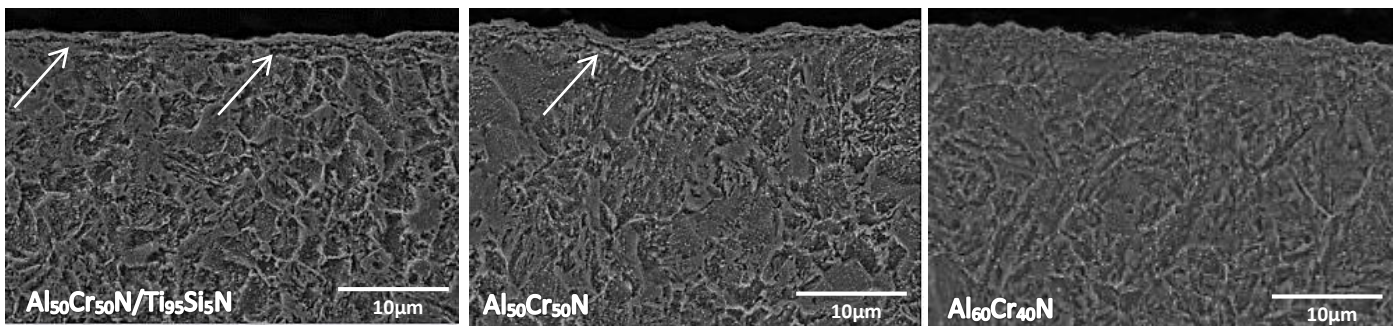


Figura 5.19 – Seção transversal da superfície no filete da rosca obtida para cada revestimento após os testes de rosqueamento.

Ao analisar as imagens da superfície obtidas nas amostras após o rosqueamento, alterações na superfície final da rosca foram observadas. Estas alterações podem ser resultado da combinação dos efeitos do corte induzidos pela alta taxa de deformação plástica, elevada temperatura, e uma ligeira taxa de aquecimento que ocorre na superfície (ENDRINO et al. 2007).

Nas imagens, é possível verificar que as superfícies obtidas com o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$, apresentaram uma superfície uniforme. Isto comprova que esse revestimento, através da geração de óxidos, possui a capacidade de lubrificar o corte e facilitar a obtenção de camadas superficiais uniformes, mesmo numa condição de desgaste da ferramenta avançado. O que reforça essa tese é também a presença de defeitos nas camadas próximas da borda da superfície (indicadas pelas setas), gerados durante o processo de remoção de material para as amostras usinadas com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$. Estes defeitos não foram evidenciados para as amostras usinadas com $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$.

No rosqueamento, a força da ferramenta de corte na superfície da peça induz deformação plástica local, dando origem a tensões residuais de compressão na superfície. Como já foi visto o aço inoxidável superduplex é caracterizado por uma tendência de endurecimento superficial quando submetido a processos de usinagem, induzindo em muitos casos, tensões residuais compressivas e modificação microestrutural da superfície usinada (ENDRINO et al. 2006). Com o objetivo de avaliar o endurecimento superficial do material, a figura 5.20 mostra o perfil de micro-dureza após a fabricação total da rosca, para cada revestimento testado.

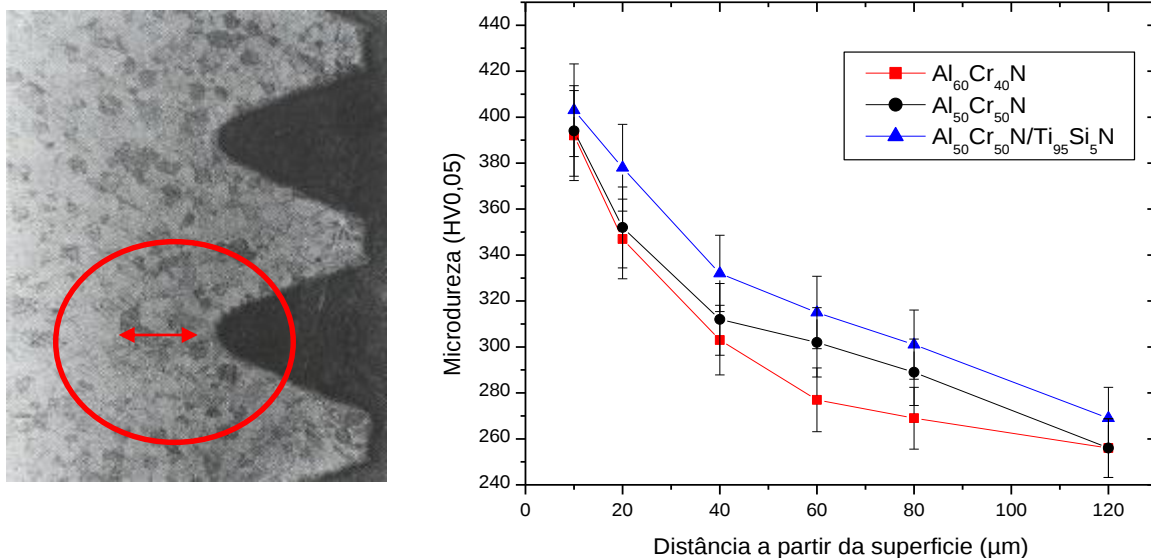


Figura 5.20 – Perfil de micro dureza medido no fundo da rosca para cada revestimento durante os testes de rosqueamento.

Os perfis de micro-dureza apresentado na fig. 5.20 confirmou que, para as condições de usinagem, aumento na micro-dureza próximo à superfície para os três revestimentos estudados. É notório que houve uma similaridade de valores para os revestimentos testados. Portanto, os resultados obtidos revelam claramente o encruamento do aço inoxidável superduplex, com dureza sendo máxima na região próxima a superfície e diminuiu quando as medidas foram tomadas gradualmente em direção ao centro da peça de trabalho. No entanto, esta tendência foi ligeiramente reduzida com a utilização de ferramenta revestida com Al₆₀Cr₄₀N.

ETAPA II – REALIZADA NO CANADÁ

5.7 Estágio de doutoramento

A caracterização e avaliação de novos revestimentos foi o foco do estágio de doutoramento realizado na McMaster University, sob orientação do Prof. Dr. German Fox Rabinovich. Durante esse período, tribofilmes (ricos em alumínio) foram propostos para a aplicação em ferramentas de corte usadas na usinagem do aço inoxidável superduplex. Os revestimentos estudados foram: PVD comercialmente fornecido pela empresa Oerlikon Balzers e denominado AlTiN-Latuma® e CVD (TiCN+Al₂O₃) fornecido pela empresa *Iobond The Surface Engineers™*, comercialmente denominado *Bernex™ 29HSE*.

Para tanto, testes tribológicos em elevadas temperaturas e testes de torneamento na operação de acabamento foram realizados. A seguir serão apresentados e discutidos os resultados obtidos durante essa etapa da pesquisa.

5.7.1 Caracterização e avaliação das propriedades mecânicas

As propriedades dos revestimentos estudados nesta etapa do trabalho estão representadas na tabela 5.3. Rugosidade, espessura, composição química, dureza e módulo de elasticidade foram obtidos a partir da média de 3 medições para o revestimento PVD *AlTiN Latuma*[®] ($\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$) e o CVD *Bernex*TM ($\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$). Pode ser visto que o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ exibiu maior rugosidade superficial, dureza e módulo de elasticidade em relação ao revestimento $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$. Neste caso, a dureza do $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ é significativamente reforçada pela maior quantidade de alumínio (MO e ZHU, 2009). Essa maior quantidade de alumínio foi comprovada através da análise de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) feita para este revestimento.

Embora o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ apresente em uma espessura menor em relação aos outros revestimentos estudados, sua baixa rugosidade aliado com o alto teor de alumínio são características promissoras durante sua aplicação (AIHUA et al. 2012).

Tabela 5.3: Propriedades dos revestimentos estudados na etapa II.

Revestimento	Distribuição	Rugosidade Ra (μm)	Espessura (μm)	Composição química (% at.)			Dureza (GPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	H/E
				Cr/N	Ti/N	Al/N			
AlTiN	Monocamada	0,0116 $\pm$ 0,02	1,5 $\pm$ 0,2	-	33	67	28,6 $\pm$ 2,3	521,3 $\pm$ 26	0,0549
TiCN/ Al_2O_3	Bicamada	0,0119 $\pm$ 0,02	12,8 $\pm$ 0,2	-	-	-	27,5 $\pm$ 2,5	509,4 $\pm$ 21	0,0539

A Fig. 5.21 representa as seções transversais das ferramentas revestidas. É possível observar que o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ apresenta uma espessura aproximadamente 10 vezes inferior ao revestimento CVD $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$.

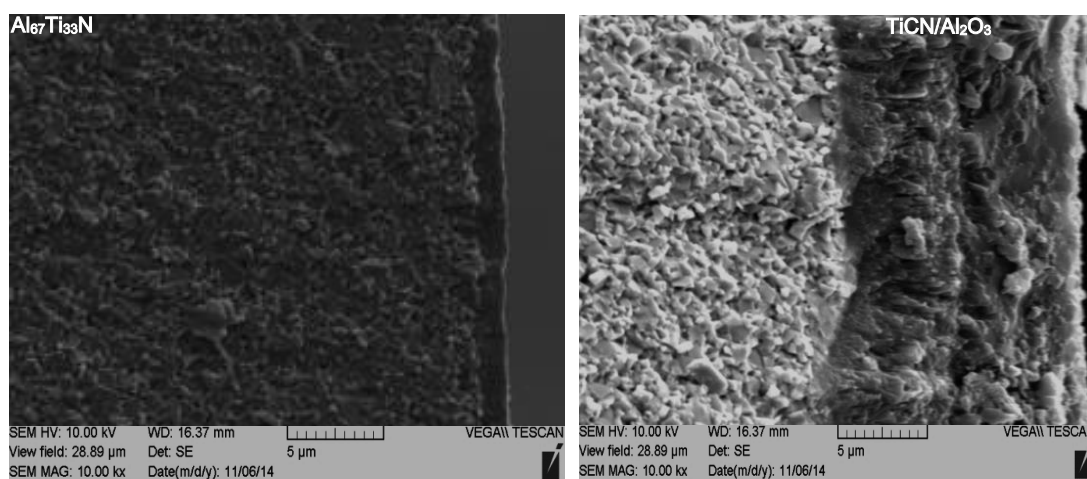


Figura 5.21 – Seção transversal dos revestimentos $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$.

5.7.1.1 Avaliação da adesão do revestimento PVD $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$

Como apresentado na seção 4.6.2, ensaios de adesão foram conduzidos conforme os padrões da norma VDI 3198. Apenas o revestimento PVD foi caracterizado em relação à adesão.

O tipo de contato e carregamento foi realizado obedecendo ao mesmo padrão que os ensaios realizados no Brasil durante a etapa I. O objetivo destes ensaios foi de verificar o comportamento da adesão do revestimento PVD *AlTiN Latuma*[®] ($\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$) e, comparar com os resultados obtidos para os revestimentos PVD estudados ao longo da etapa I. Na Figura 5.22 é possível observar as imagens dos resultados das indentações para o revestimento estudado com as seguintes cargas (a)15kg, (b)30kg, (c)60Kg e (d)100kg.

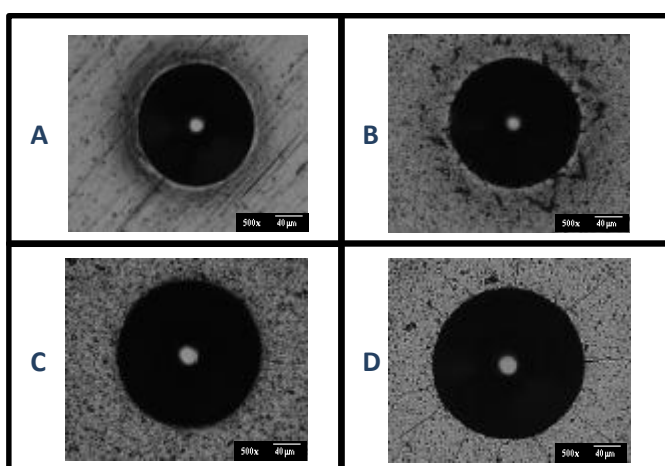


Figura 5.22 – Matriz com indentação Rockwell para o revestimento PVD *AlTiN Latuma*[®].

A Figura 5.22 mostra a diferença em relação às falhas produzidas para o revestimento testado sobre as cargas selecionadas. Nenhuma área com trincas foi encontrada no entorno das indentações produzidas com as cargas de 15kg e 30kg, o que indica que não houve delaminação do revestimento. Assim como o revestimento PVD *AlCrN Alnova*[®] estudado na etapa I, somente para cargas maiores, trincas radiais foram encontradas.

Os resultados obtidos nos ensaios de indentação Rockwell para o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ mostrou bons resultados de adesão (de acordo com a norma VDI 3198). Isso de certa forma justifica seu melhor desempenho nos ensaios de vida.

Assim como os ensaios realizados na etapa I, a quantificação da adesão foi também realizada por meio da aquisição das forças tangenciais. O objetivo desta experiência foi avaliar quantitativamente a adesão do revestimento estudado, e comparar os resultados com os estudos feitos para os revestimentos na etapa I. A condição da adesão foi avaliada e relacionada com o mecanismo de desgaste expostos. As cargas críticas LC1, LC2 e LC3 mensuradas durante os ensaios de risco estão apresentadas na tabela 5.4.

Tabela 5.4: Cargas críticas LC1, LC2 e LC3 para o revestimento *PVD AlTiN Latuma®* ($\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$).

Coating	LC1 (N)	LC2 (N)	LC3 (N)
$\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$	$78 \pm 1,9$	$92 \pm 2,2$	$127 \pm 2,6$

A figura 5.23 representa os resultados obtidos nos ensaios de risco com carga progressiva. Nas trilhas mostradas abaixo, é possível observar a evolução da carga aplicada ao longo do comprimento do risco. Todas as micrografias foram tomadas a partir do ponto do início da marca em que o revestimento apresentou uma determinada falha.

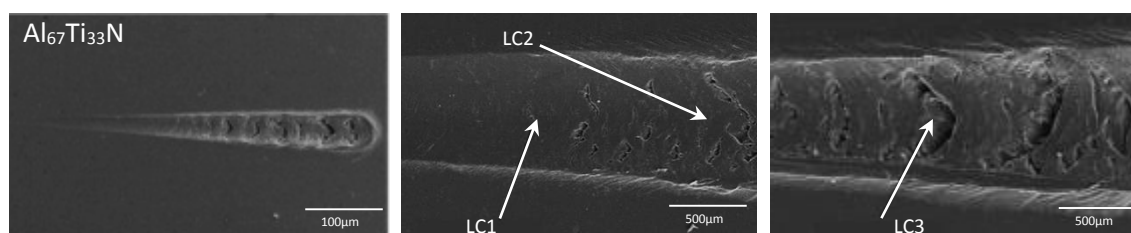


Figura 5.23 – Diagrama com as imagens dos riscos produzidos durante o ensaio de adesão com carga progressiva para o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$.

A partir das imagens ilustradas na figura 5.23, é possível observar que a delaminação é o mecanismo contínuo durante toda a evolução do indentador sobre o revestimento. Nota-se então, que não há sinais característicos que correspondam à formação de falhas como fissuras ou lascamentos em LC1, isso caracteriza uma boa adesão do revestimento sobre o substrato (AIHUA et al. 2012). No entanto, com a evolução da carga durante o ensaio, foi observada uma fragmentação pouco acentuada para o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$. Porém, o aumento da carga aplicada (LC3) não resulta na remoção completa do revestimento sobre o substrato. Esse comportamento é explicado por Faga et al. (2007), que, durante o ensaio de risco, observaram que revestimentos finos na ordem de $1,0\text{-}1,5\mu\text{m}$, e com a evolução da carga aplicada, fissuras tendem a se formar e se estenderem radialmente no sentido do deslocamento do penetrador.

De maneira geral, esse revestimento apresentou melhor adesão que os revestimentos estudados durante a etapa I (*AlCrN Alcrona®*, *AlCrN Alnova®* e *AlCrN/TiSiN Hélica®*). Esse comportamento pode estar relacionado com o teor de alumínio no revestimento e as suas propriedades (ENDRINO et al. 2007). Como resultado da maior quantidade de alumínio, os revestimentos *PVD AlCrN Alnova®* e *AlTiN Latuma®* ambos, mostraram uma adesão melhorada durante os testes realizados.

5.7.2 Ensaios de Tribologia em elevadas temperaturas

Seguindo o fluxograma estabelecido na figura 4.1, durante o estágio de doutoramento, ensaios de coeficiente de atrito foram realizados para os revestimentos PVD $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e o CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (fig. 5.24). O coeficiente de atrito versus temperatura foi determinada com o auxílio de um tribômetro especialmente desenvolvido e descrito por Fox-Rabinovich et al. (1997). Pinos de metal duro revestidos, testados contra discos de aço inoxidável superduplex, foram usados para simular condições de atrito da ferramenta de corte. Os pinos foram aquecidos em faixas de temperaturas variando de 200 a 950 ° C. Uma força de 250N foi aplicada para proporcionar deformação plástica na zona de contato. Para determinar a reprodutibilidade e desvio nas características de desempenho, três ensaios foram realizados para cada revestimento.

A figura 5.24 apresenta os valores médios do coeficiente de atrito em relação à temperatura, para os revestimentos estudados.

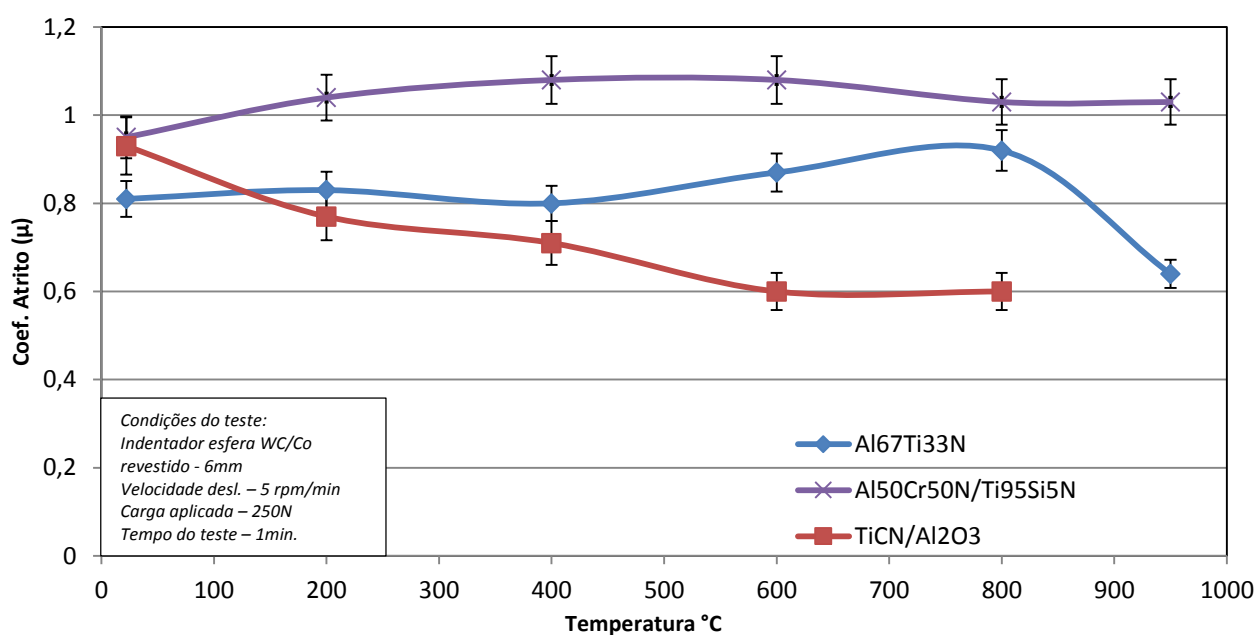


Figura 5.24 – Curvas com coeficiente de atrito x temperatura para os revestimentos $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$.

As medições do coeficiente de atrito versus a temperatura, para os revestimentos PVD $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, em contato com o aço inoxidável superduplex, confirma que o revestimento rico em alumínio ($\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$), apresenta um bom desempenho tribológico com o aumento da temperatura. Uma possível explicação para esse comportamento, está relacionado com a formação de filmes de óxido de alumínio formados durante a oxidação, promovendo uma rápida difusão de alumínio para a superfície (RABINOVICH et al. 2004) e (GAO et al. 2002). Essa difusão resulta na formação de uma camada composta de óxido de alumínio, que protege a superfície e

reduz consideravelmente a aderência do aço inoxidável à superfície da ferramenta, devido à elevada estabilidade química e termodinâmica desta camada (RABINOVICH et al. 2014).

A figura 5.25 mostra as imagens em MEV e o mapa de elementos para a superfície desgastada dos pinos revestidos com os revestimentos PVD $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ após os testes tribológicos a 950°C . As imagens mostram que a morfologia da superfície do pino revestido com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ encontra-se com pequena adesão do material da peça, porém, íntegra. Entretanto, o pino revestido com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ apresenta sinais de lascamento e exposição do substrato causado pela adesão do material sobre a superfície do pino.

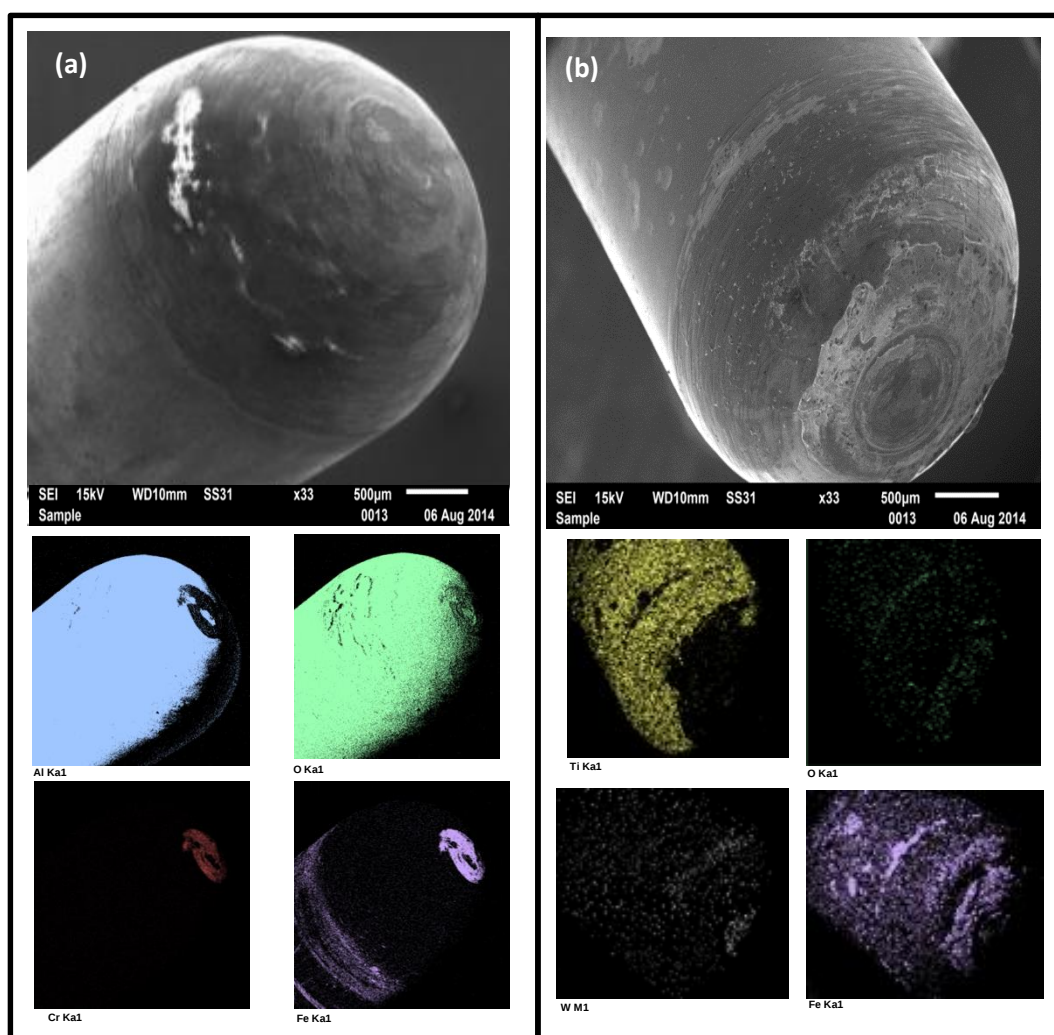


Figura 5.25 – Superfície dos pinos de metal duro revestidos após os testes de pino no disco a 950°C : (a) $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e (b) $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$.

Através das imagens da fig.5.25(a) é possível observar que a morfologia da superfície desgastada do pino revestido com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ encontra-se com baixa adesão de material da peça, indicando desta maneira, uma interação tribológica caracterizada por um coeficiente de atrito reduzido. Horling et al. (2005) comentam que as propriedades de revestimentos a base de (Ti, Al) N são melhoradas, com o aumento do conteúdo de alumínio no revestimento, promovendo assim, a

formação de tribofilmes lubrificantes ricos em óxido de alumínio, reduzindo o desgaste e o atrito na interface peça e substrato revestido. Este comportamento foi confirmado conforme os dados mostrados na fig. 5.25.

Foi realizada também a análise do pino revestido com o revestimento CVD TiCN/Al₂O₃ após os testes tribológicos a 800°C, temperatura máxima alcançada com esse revestimento. As imagens da fig. 5.26, feitas em MEV, mostram que esse revestimento apresentou uma baixa adesão do material da peça sobre o pino revestido. Isso mostra que a esta temperatura, o revestimento rico em óxido de alumínio sintetizado pelo processo CVD, apresentou um excelente comportamento tribológico.

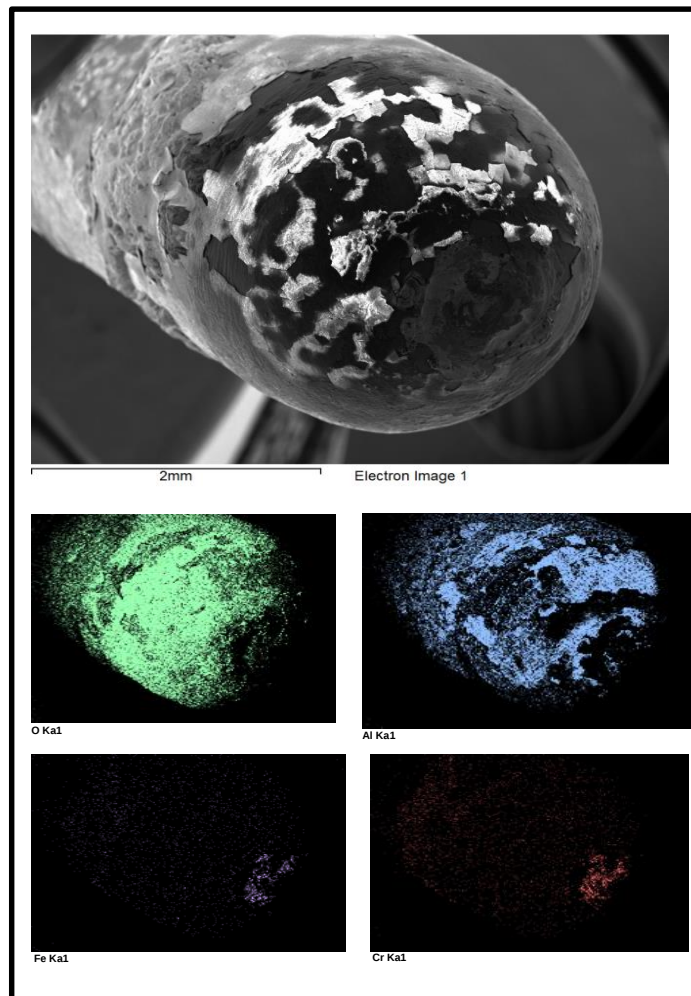


Figura 5.26 – Superfície do pino de metal duro revestido com TiCN/Al₂O₃ após os testes de pino no disco a 800°C obtido via MEV retroespalhado.

A figura 5.27 mostra o volume de desgaste do pino em cada faixa de temperatura para os pinos com revestimento PVD Al₅₀Cr₅₀N/Ti₉₅Si₅N e Al₆₇Ti₃₃N e CVD TiCN/Al₂O₃ testados a diferentes temperaturas contra o aço inoxidável superduplex.

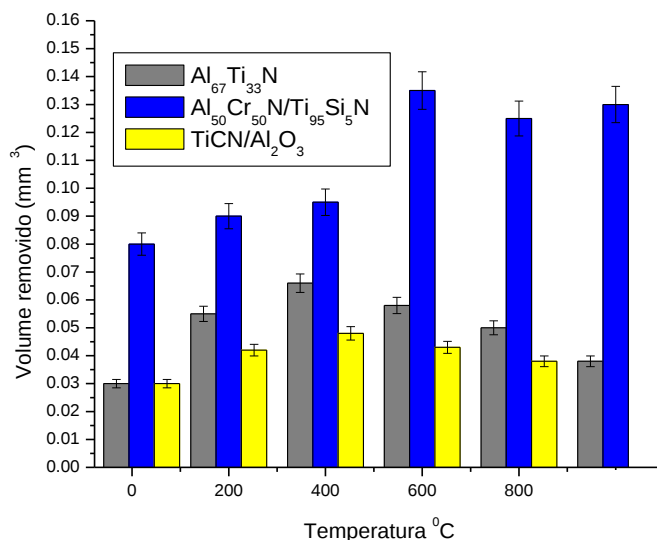


Figura 5.27 – Volume de material removido para os pinos de metal duro revestidos com os revestimentos PVD $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ testados contra disco de aço inoxidável em temperaturas de 20°C, 200°C, 400°C, 600°C e 950°C.

O volume de desgaste medido no pino de metal duro revestido com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ bicamada, apresentou um desgaste inferior em relação aos demais revestimentos testados. Neste ensaio, os três revestimentos mostraram comportamento de desgastes diferentes. Para o pino revestido com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, ao aumentar a temperatura do ensaio de 600°C a 950°C, o desgaste foi consistentemente reduzido, alcançando o valor mais baixo a 950°C. Em particular, Hovsepian et al. (2005), explica que grandes quantidades de alumínio, incorporado na constituição do revestimento, melhora as condições de tribo-oxidação, contribuindo para a redução do coeficiente de atrito. Este comportamento foi comprovado durante os testes feitos com o revestimento rico em óxido de alumínio sintetizado pelo processo CVD ($\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$), o volume de desgaste foi substancialmente reduzido com o aumento da temperatura.

Em contraste, o pino revestido com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, apresentou um crescente desgaste quando a temperatura do teste aumentou de 200°C para 600°C. Apesar do desgaste ter sido ligeiramente reduzido a partir de 600°C, o nível de desgaste pode estar relacionado com a baixa habilidade do revestimento em adaptar suas propriedades tribológicas em altas temperaturas (HENDERER e XU, 2013).

5.7.3 Ensaios de Torneamento

Experimentos de usinagem foram realizados em um centro de torneamento da marca Boehringer modelo VDF 180CM. Os testes de usinagem foram conduzidos, através de operações de acabamento. Ferramentas de metal duro revestidas com PVD $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ foram empregadas. Os ensaios foram repetidos ao menos três vezes. Os dados adotados durante os experimentos estão apresentados na seção 4.7.

A figura 5.28 apresenta o gráfico da vida da ferramenta (desgaste médio de flanco VB_B) em relação ao comprimento usinado para as ferramentas testadas. Observar-se que as ferramentas revestidas com o PVD $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e o CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ apresentaram pior desempenho em relação a ferramenta à revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$. As imagens feitas em MEV da superfície de saída das ferramentas no final de vida indicam intensa adesão do material da peça sobre a aresta de corte da ferramenta, o que contribuiu com o passar do tempo para o lascamento da aresta de corte.

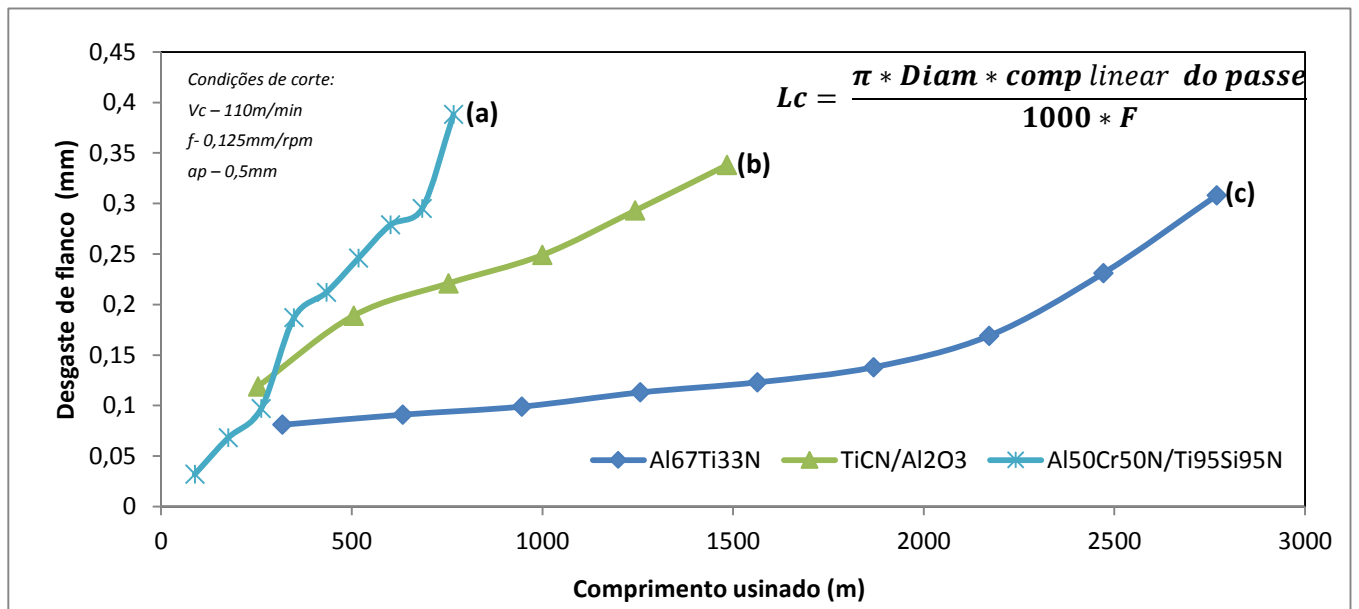
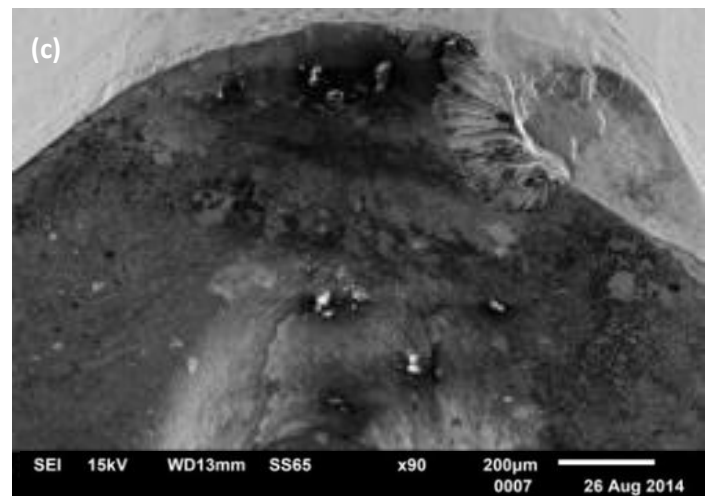
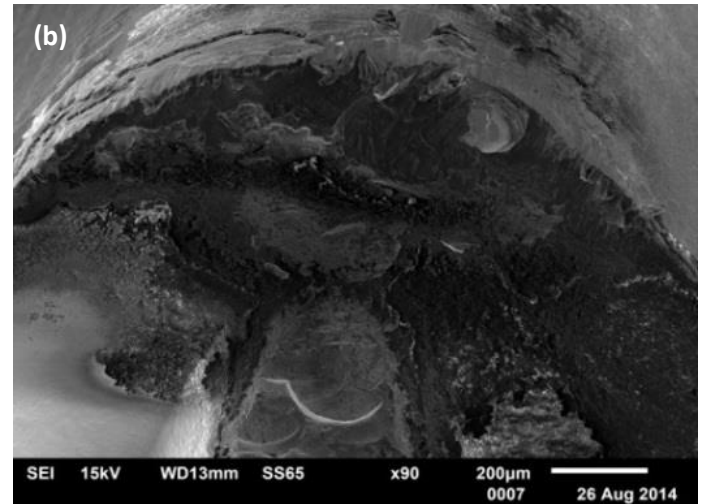
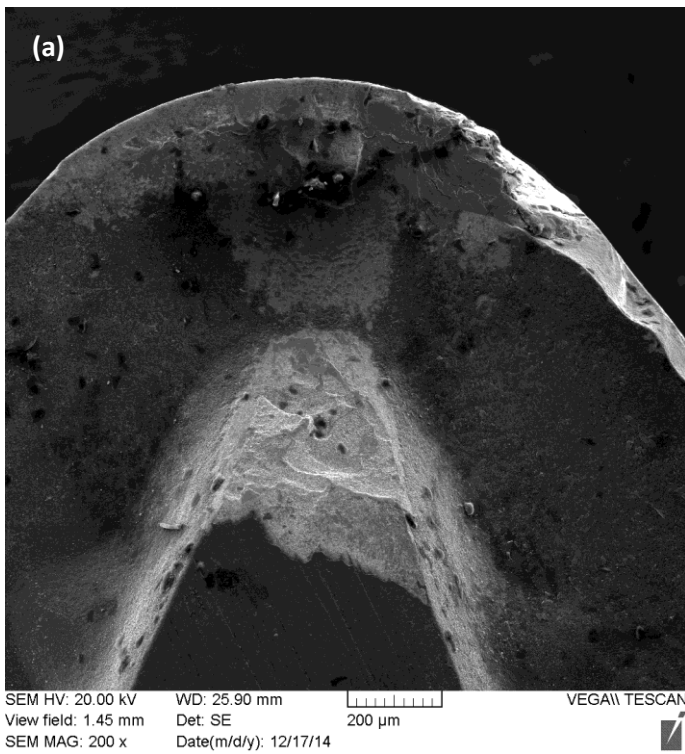
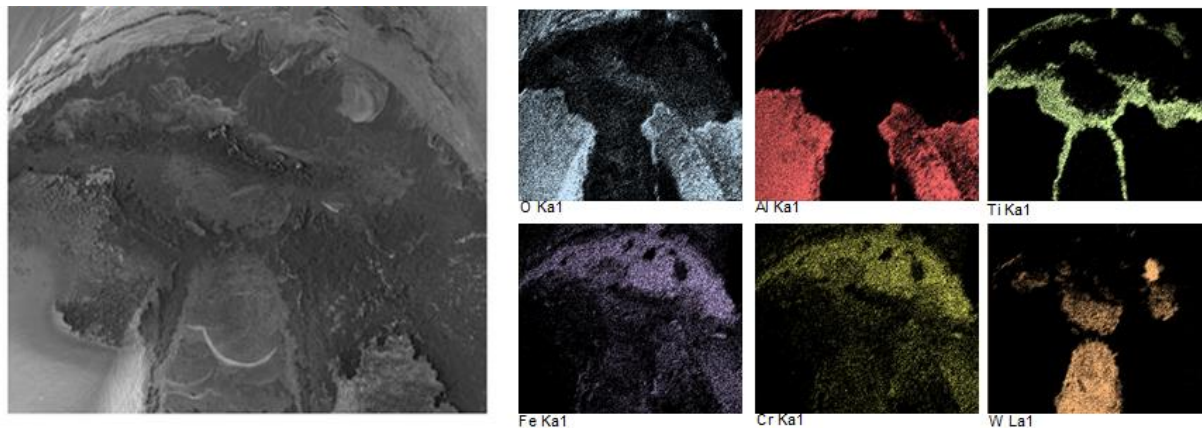


Figura 5.28 – Desgaste de flanco x comprimento usinado para as ferramentas de corte revestidas com PVD: (a) - Al₅₀Cr₅₀N/Ti₉₅Si₅N, (b) - Al₆₇Ti₃₃N e (c) - CVD TiCN/Al₂O₃.

Durante a usinagem de materiais dúcteis, o acúmulo de material sobre a superfície da ferramenta caracteriza adesão e, por sua vez, está intimamente associado com o lascamento das ferramentas de corte (Endrino et al. 2006). Como uma possível consequência, a adesão é o mecanismo de desgaste mais evidente durante os ensaios de torneamento. Entretanto, a adesão é ligeiramente reduzida para as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, como mostra a figura 5.29.

(a) $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ – Mapa de elementos na superfície de saída da ferramenta – comprimento de corte 1500m



(b) AlTiN – Mapa de elementos na superfície de saída da ferramenta – comprimento de corte 1500m

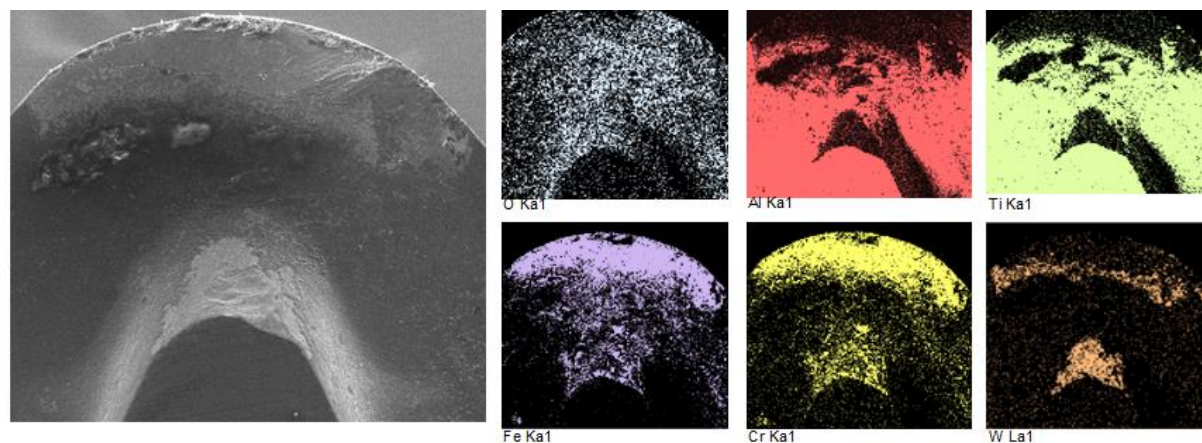


Figura 5.29 – Mapa elemental correspondente à superfície de saída da ferramenta de corte após o comprimento usinado de 800m: (a) $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e (b) $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ a 1500m.

O material aderido pode ser claramente observado através de imagens obtidas com microscópio eletrônico de varredura (MEV) sobre a superfície de saída da ferramenta de corte. Através de análises realizadas usando espectroscopia de energia dispersiva (EDS), é possível visualizar os mapas elementares (EDS) da aresta de corte para as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ após o mesmo comprimento de corte de 800m comparando também com o CVD $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ após 1500m de usinagem.

Para a ferramenta revestida com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, partículas de material do cavaco aderiram fortemente na aresta de corte e, ao se desprenderem, removeram consigo parte do material do revestimento, e em alguns casos, removeu também parte do substrato da ferramenta. Entretanto, esse comportamento foi significativamente reduzido para as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$.

Uma explicação para esse comportamento é que, em elevadas temperaturas, o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ rico em alumínio demonstra a capacidade em formar tribo filmes lubrificantes, baseados em Al-O sobre a superfície de saída da ferramenta. Durante o calor gerado pelo atrito, revestimentos ricos em alumínio, apresenta um desempenho de auto adaptar-se formando uma camada muito fina (nano escala), mas que constantemente se regenera (BERSHADSKII, 1993; FOX RABINOVICH et al. 1998), melhorando assim, as propriedades térmicas e as condições de atrito. Essas camadas são denominadas tribofilmes. (FOX-RABINOVICH et al. 2007). A figura 5.29, mostra que a quantidade de Oxigênio e Alumino para a ferramenta revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, foram significativamente superiores em relação ao $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$. Esse comportamento induz a uma análise mais apurada, sobre a superfície da ferramenta de corte revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$.

Visando entender e explicar detalhadamente o desempenho da ferramenta de corte revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, a composição química dos tribofilmes formados foi estudada por espectroscopia de fotoeletrô por raios-X (XPS). Através desta análise, foi possível identificar a transformação estrutural de fases que ocorre na interface ferramenta de corte/peça. A Figura 5.30 mostra o local da análise XPS e apresenta o espectro fotoeletrônico geral, formado sobre a área desgastada na superfície de saída da ferramenta revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ após o comprimento de corte de 800 m (desgaste final para a ferramenta $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$).

Os as curvas do espectro (XPS) de alta resolução, feito na superfície desgastada da ferramenta de corte, estão mostrados na figura 5.30(b). Como é possível ver, uma transformação química do alumínio no revestimento de AlTiN ocorre. Desta forma, 6,24% de Al mantém-se no composto de nitreto, enquanto 26,97% em AlN , já uma quantidade de 42,84% de alumínio, oxida com a formação de Alumina (Al_2O_3), e 6,19% de alumínio oxidam, formando óxido de alumínio tribo-cerâmico em uma orientação cristalina equivalente aos cristais safira (FOX-RABINOVICH et al. 2007). É possível observar que, aproximadamente, 17,76% do alumínio, estão conectados com outros óxidos em fases meta estáveis. Essa quantidade pode estar fortemente associada com a formação de tribo filmes, com estrutura amorfa numa quantidade muito pequena (FOX-RABINOVICH et al. 2007).

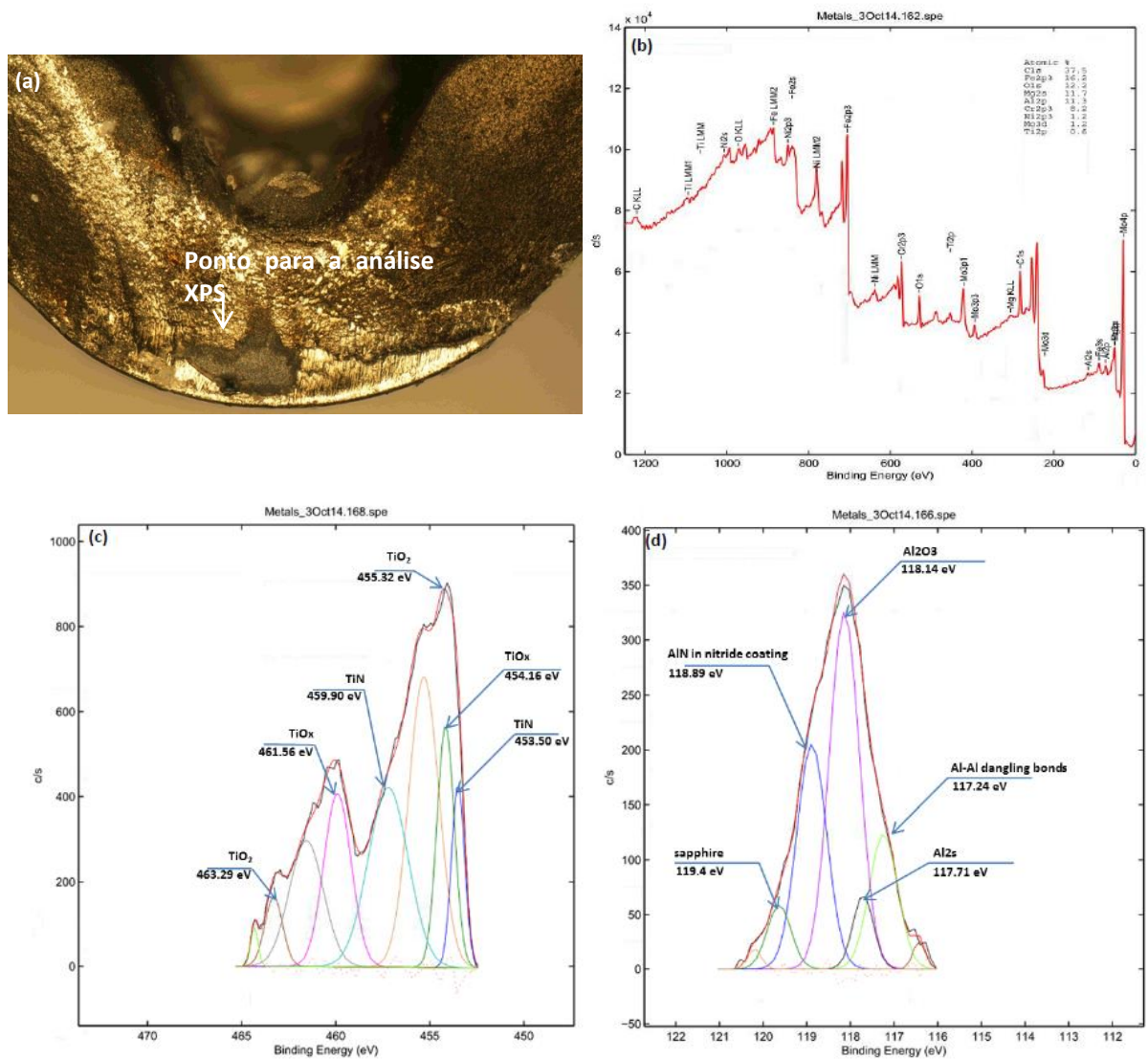


Figure 5.30: (a) – Ponto para a análise XPS; (b) espectro geral de Distribuição do alumínio na camada revestida de $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ após o comprimento usinado de 800m; (c) espectro de alta resolução para Ti2p e (d) espectro de alta resolução para Al2p.

Os filmes criados, conforme a distribuição apresentada na figura 5.30 melhoram as propriedades de lubrificação do par tribológico em elevadas temperaturas. Estes filmes mudam criticamente o comportamento de desgaste: Eles conferem lubrificação e proteção térmica à superfície da ferramenta de corte, melhorando criticamente o desempenho da ferramenta resultando assim, em uma redistribuição no fluxo de calor gerado na interface ferramenta/cavaco, muito benéfica (FOX RABINOVICH et al. 2007). Portanto, o calor gerado através do atrito é dissipado através do cavaco.

Durante o teste de usinagem, as forças de corte relacionadas com o desgaste da ferramenta, foram mensuradas. Um dinamômetro Kistler 9121, conectado a um amplificador de carga Kistler 5010, foi utilizado para medir as forças de corte. Logo, os valores apresentados na fig. 5.31, representam a média das três medições feitas para cada ferramenta.

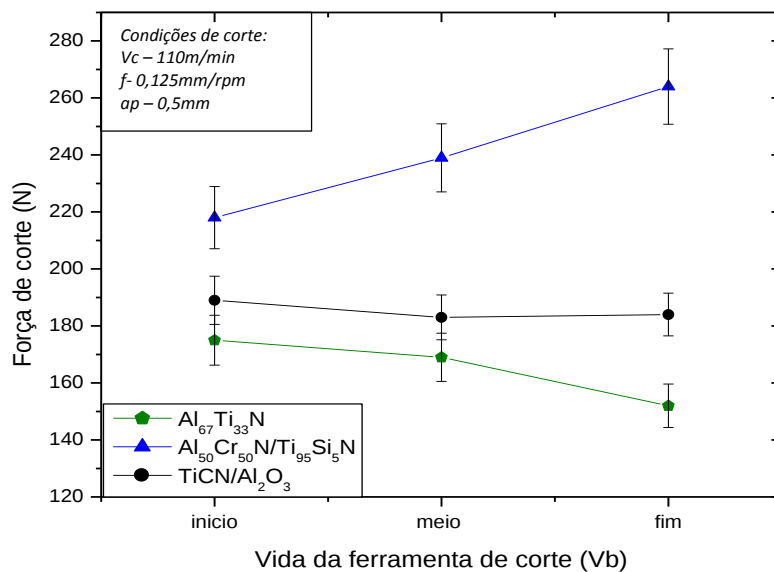


Figura 5.31 – Forças de Corte em relação à vida da ferramenta de corte, obtidas durante os testes de torneamento.

As forças de corte mensuradas foram superiores para o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N/Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$. Este desempenho indica que há um atrito significativo na zona de fluxo entre o material da peça e a ferramenta de corte revestida com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N/Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$. Filice et al. (2007), explicam que as condições de atrito existentes entre a ferramenta de corte e a peça de trabalho estão diretamente relacionadas com os esforços de corte produzidos durante a usinagem. Portanto, o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N/Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ apresenta condições de atrito que proporciona elevadas forças de corte e, com o desgaste, essas condições refletiram no aumento das forças de corte. A figura 5.31 sinaliza também, que o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, mesmo com a evolução do desgaste, a força de corte medida foi ligeiramente reduzida. Esse comportamento pode ser um reflexo da camada de tribofilmes formada na interface cavaco ferramenta, reduzindo o coeficiente de atrito e mudando completamente os fenômenos do corte.

As forças de corte mensuradas no início e no meio da vida da ferramenta, mostrou o mesmo comportamento para o revestimento $\text{TiCN/Al}_2\text{O}_3$, entretanto, houve um acréscimo de força na condição de fim de vida. Esse comportamento foi causado pela severa adesão ocasionada na superfície de saída da ferramenta (fig. 5.29).

5.7.4 Avaliação do cavaco

Tipos de cavacos em usinagem são determinados pelos efeitos combinados das propriedades do material da peça, os parâmetros de corte e o material da ferramenta, bem como sua geometria. A compreensão da formação do cavaco tem uma grande importância em estudos de otimização de superfície e processo de integridade de usinagem (GUO et al. 2004). Usualmente, o tipo de cavaco e a morfologia da superfície inferior do cavaco são indicadores diretos de condições de atrito na interface ferramenta-cavaco. Portanto, para avaliar as condições de atrito, amostras de cavacos foram recolhidas e examinadas. A figura 5.32 apresenta o tipo de cavaco e a superfície inferior do cavaco, coletados nos intervalos de início, meio e fim de vida.

Através das imagens feitas por MEV, observar-se que a formação do cavaco na zona e fluxo sobre a face de saída da ferramenta revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ apresenta uma velocidade de fluxo melhorada sendo caracterizada pelo processo cíclico de formação do cavaco, ou seja, processo estático envolvido por deslizamento e microfissura. Este comportamento foi constante ao longo do desgaste da ferramenta de corte. Isto indica menos atrito e desgaste da ferramenta de corte (BIKSA et al. 2010). Uma possível explicação para isso é a formação de tribo filmes ricos em óxido de alumínio sobre a superfície de saída da ferramenta de corte revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, formados durante o atrito ferramenta cavaco. Isto foi confirmado através dos estudos EDS, feitos sobre a superfície de saída da ferramenta de corte (Fig. 5.29).

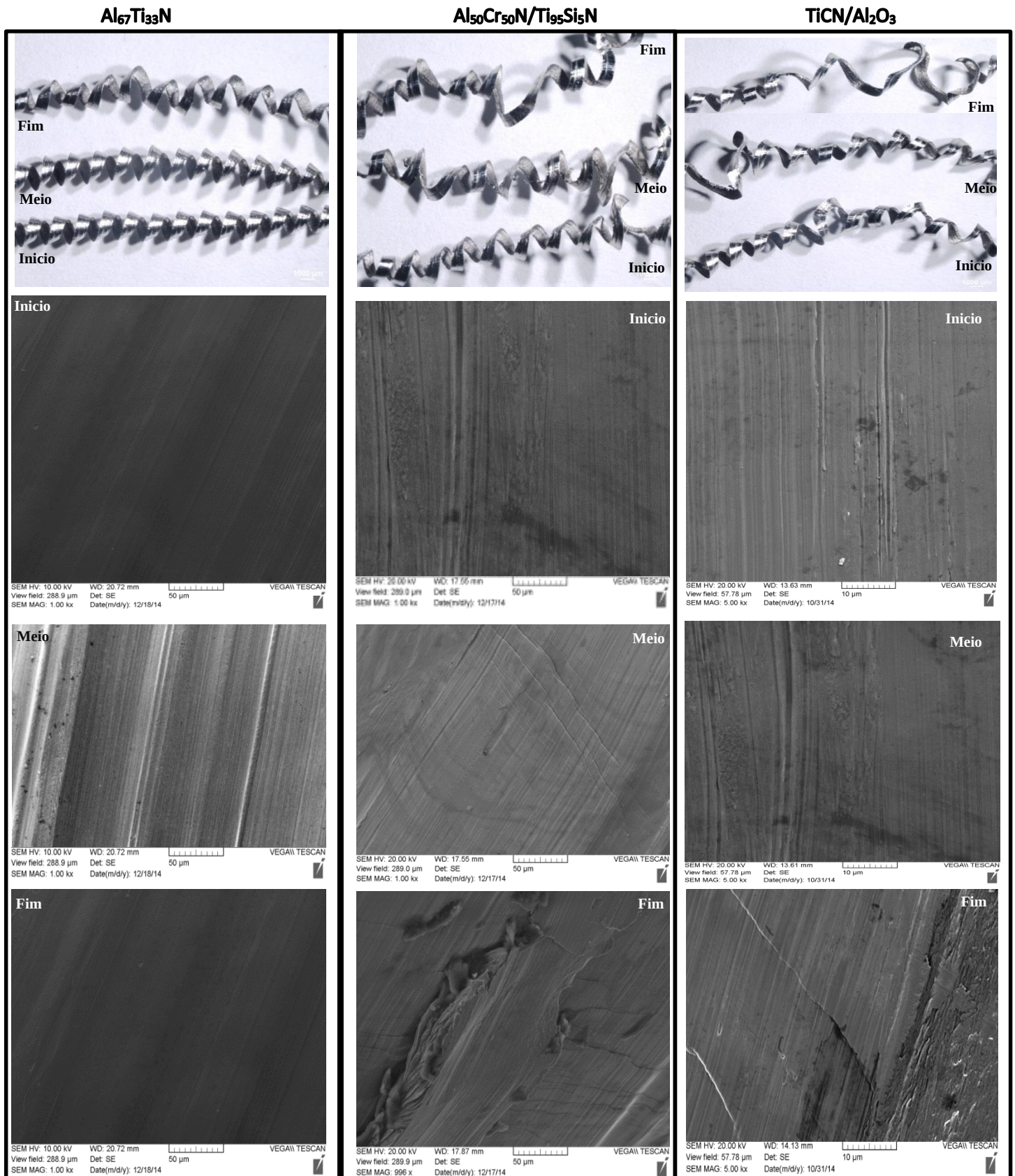


Figura 5.32 – Tipo e característica da superfície inferior do cavaco para as ferramentas revestidas com Al₆₇Ti₃₃N, Al₅₀Cr₅₀N/Ti₉₅Si₅N e TiCN/Al₂O₃ em relação a vida da ferramenta.

As ferramentas revestidas com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, diferentemente do $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, apresentaram uma velocidade de fluxo reduzida para a formação do cavaco. É possível ver na figura 5.32 microfissuras na superfície inferior do cavaco. Este comportamento indica uma forte interação entre a superfície do cavaco e a superfície da ferramenta revestida, sinalizando assim, um elevado atrito entre as superfícies envolvidas e resultando na diminuição do fluxo de material sobre a superfície de saída da ferramenta de corte.

Com relação à forma, houve uma variação influenciada pelas condições de atrito na zona de fluxo do cavaco. Os cavacos produzidos com as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ demonstraram um formato helicoidal melhor que os revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$. Ainda, esses revestimentos apresentaram uma forte aderência do cavaco com a superfície de saída da ferramenta de corte, resultando em uma mistura entre cavaco helicoidal e em fita longa emaranhada, durante o transcorrer do tempo de vida da ferramenta.

A Figura 5.33 mostra as bandas de cisalhamento feitas no MEV para os cavacos de aço inoxidável superduplex coletados em início de vida para as ferramentas $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$. Nesta figura, as linhas de cisalhamento para o cavaco produzido com a ferramenta revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, apresentam-se em uma distribuição contínua e repetitiva. Isso indica um fluxo constante do material na zona de formação do cavaco. Já os cavacos obtidos com as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, sinalizam um fluxo de formação de cavaco indefino. Grandes deformações representadas em bandas de cisalhamento aleatoriamente distribuídas retrata um congestionamento do cavaco na zona de fluxo, consequência de uma elevada interação entre a ferramenta de corte e o material do cavaco (SHAW, 2005). Esse comportamento mostrou uma tendência maior para os cavacos obtidos com o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ (fig.5.32).

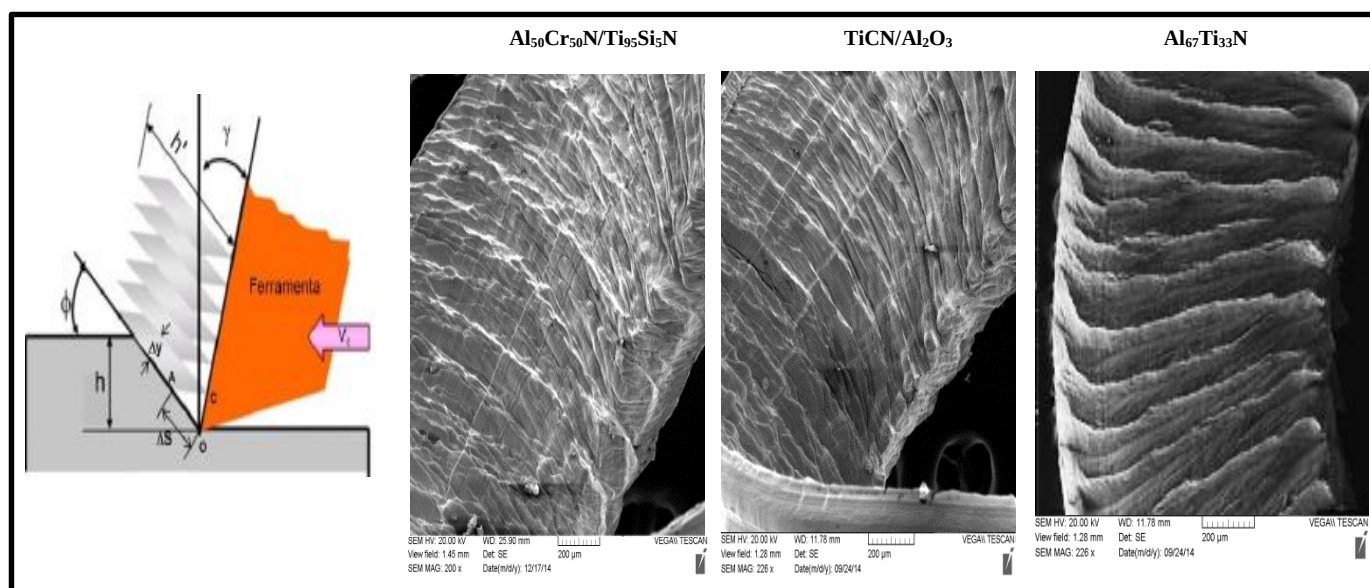


Figura 5.33 – Superfície livre do cavaco representando as linhas de cisalhamento para as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ coletados no início de vida da ferramenta.

A usinagem do aço inoxidável superduplex UNS S32750 é caracterizada pela condição de cisalhamento alto, resultando em elevadas temperaturas e deformação plástica na zona de formação de cavacos (ENDRINO et al. 2006). Para avaliar a intensidade da deformação plástica, estudos na microestrutura das seções transversais dos cavacos coletados a partir dos ensaios experimentais, na condição de início de vida da ferramenta de corte foram conduzidos. A figura 5.34 mostra a seção longitudinal do cavaco, detalhando a região de deformação plástica ocorrida no fluxo de formação do cavaco em relação à superfície de saída das ferramentas revestidas.

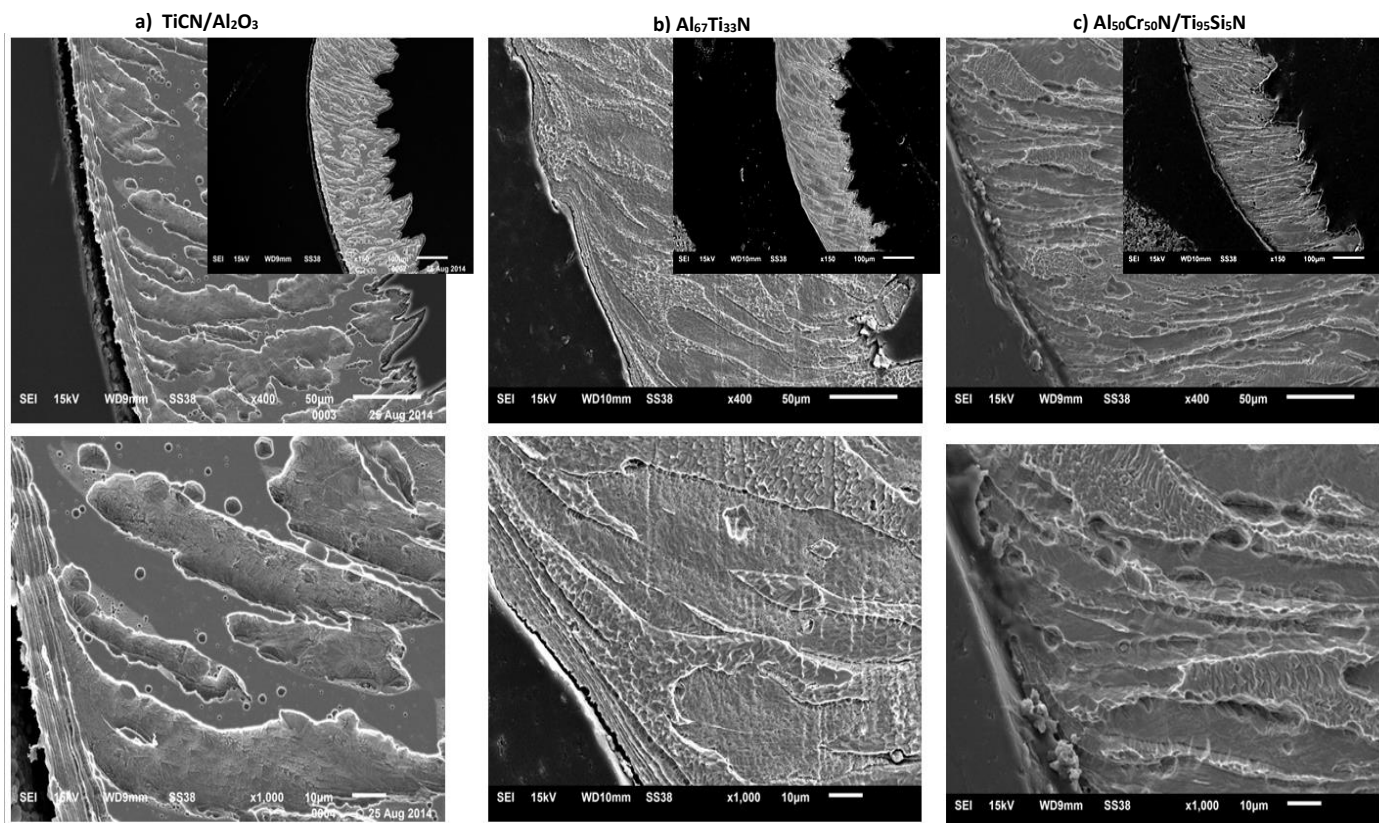


Figura 5.34 – Tipo e característica da superfície inferior do cavaco para as ferramentas revestidas com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ em relação a vida da ferramenta.

Com o objetivo de avaliar e mensurar a deformação plástica do cavaco na região do fluxo, medidas de micro-dureza sobre a seção transversal do cavaco foram realizadas. A figura 5.35 representa a distribuição de dureza ao longo da seção transversal dos cavacos. O sentido de medição se deu a partir da zona de fluxo, em direção à zona livre do cavaco. Os resultados obtidos mostram que os cavacos obtidos com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, apresentaram endurecimento expressivo na interface ferramenta/cavaco.

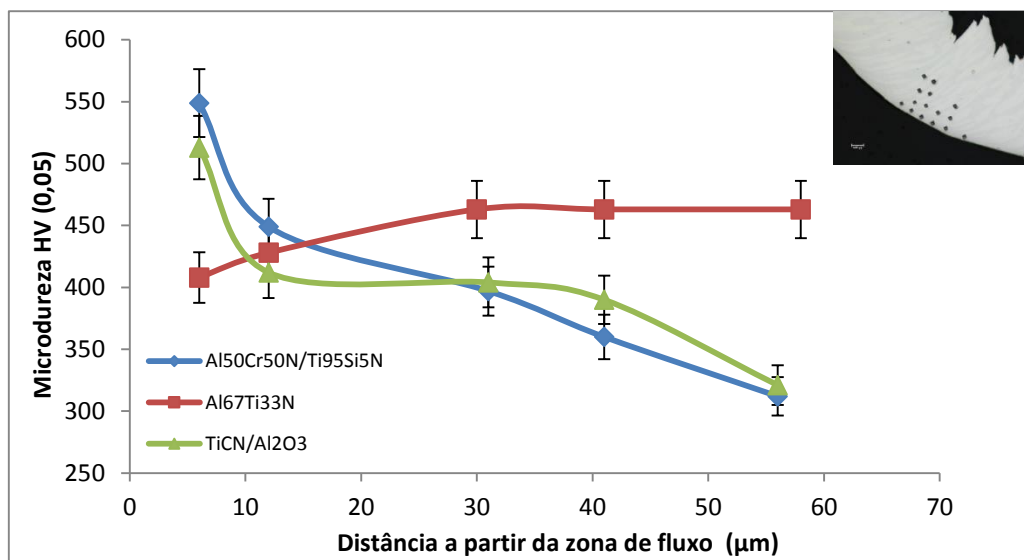


Figura 5.35 – Perfil de micro dureza realizados na seção transversal dos cavacos.

Em contraste, os cavacos obtidos com a ferramenta revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, apresentam curiosamente uma interface mais suave, melhorando assim a deformação plástica no interior do cavaco. Este comportamento inesperado para os cavacos produzidos com a ferramenta revestida $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ está relacionado com a formação de tribo filmes lubrificantes sobre a superfície de saída da ferramenta de corte. Isto explica a melhora significativa no fluxo do cavaco sobre essa superfície, tribofilmes de alumina é altamente lubrificante e resistente ao calor, atuam como barreira para o fluxo de calor gerado em direção à ferramenta de corte (RABINOVICH et al. 2007). Portanto, esse comportamento esclarece o melhor escoamento do cavaco na zona de fluxo, o que fez com que eles apresentassem uma forma helicoidal bem definida.

Para entender melhor esse comportamento, a figura 5.36 mostra a microestrutura dos cavacos obtidos durante os testes de usinagem para as ferramentas de corte revestidas com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ (revestimentos a base de alumínio). Uma região heterogênea foi observada na microestrutura dos cavacos obtidos com a ferramenta revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$. Essa estrutura foi identificada como martensita induzida por deformação plástica. Chiu et al (2005), explicam que a deformação plástica pode alterar a microestrutura, ocasionando uma transformação de fase, o que é típico para os aços inoxidáveis Superduplex. É possível perceber também, no caso dos cavacos produzidos com a ferramenta revestida com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, que a austenita deforma mais que os grãos de ferrita.

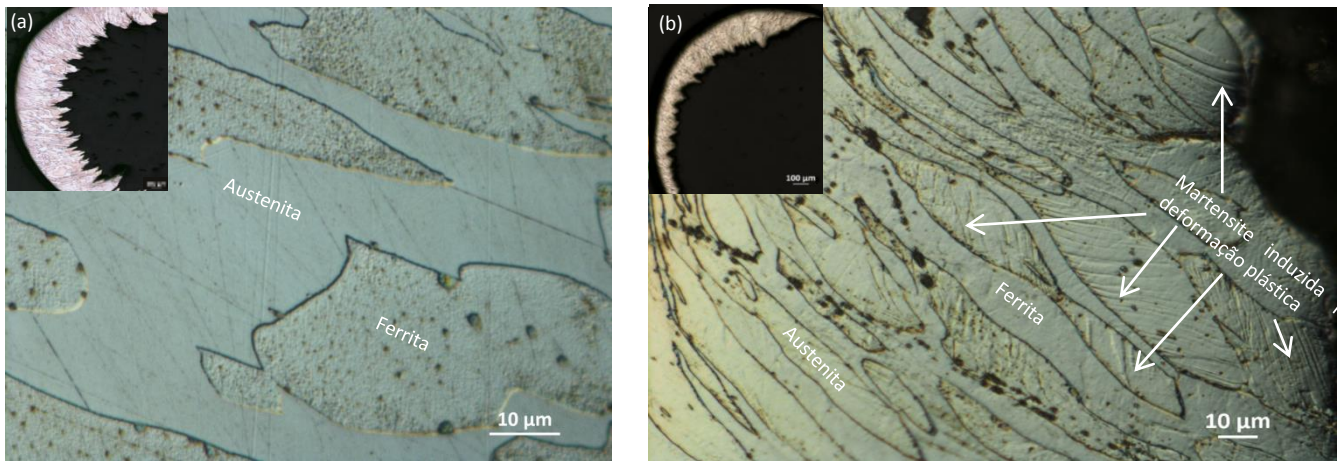


Figura 5.36 – Microestrutura óptica da seção transversal do cavaco ampliação 1000x: (a) TiCN/Al₂O₃ e (b) Al₆₇Ti₃₃N – mostrando a formação da martensita induzida por deformação plástica a partir da austenita, em regiões próximas a zona livre do cavaco.

Através da formação de tribofilmes sobre a superfície de saída da ferramenta de corte revestida com Al₆₇Ti₃₃N, as condições de atrito foram melhoradas para este revestimento. Neste caso, a transformação martensita induzida por deformação plástica, foi fortemente influenciada por essas condições, melhorando assim, o escoamento do cavaco na zona de fluxo, resultando em um cavaco com forma helicoidal bem definida. Portanto, a taxa de deformação foi maior na região do corte, promovendo assim, a transformação de fase dentro dos cavacos.

A Tabela 5.5 apresenta os resultados das medições da espessura do cavaco, e ângulo de cisalhamento.

Tabela 5.5 – Característica dos cavacos.

	Característica do corte		
	AlTiN	AlCrN/TiSiN	TiCN+Al ₂ O ₃
Fator de recalque	2,410	2,750	2,670
Ângulo de cisalhamento	11,01	9,32	9.7
Espessura	0,205	0,234	0,228

Conforme, apresentado na tabela 5.5, a espessura do cavaco e o ângulo de cisalhamento foram calculados a partir dos cavacos coletados em início de vida. É evidente, a partir da fig. 5.33 e da tabela 5.5, que a ferramenta revestida com Al₆₇Ti₃₃N produz cavacos com espessura menor. Como as condições de corte foram constantes neste estudo, uma relação com a menor espessura do cavaco, refletiu em um ângulo de cisalhamento maior (tabela 5.5). Ângulo de corte mais elevado significa menor força de cisalhamento, o que resulta em forças de corte mais baixas (fig. 5.31), indicando assim um processo mais fácil de usinagem (SHAW, 2005).

5.8 Avaliação da integridade superficial da peça

Com o objetivo de avaliar o impacto da deformação plástica, observada através do encruamento do cavaco na região de corte, análises em MEV foram realizadas sobre a superfície final da peça usinada com ferramentas na condição de início de vida. Apenas os revestimentos PVD *AlTiN Latuma®* e o CVD *Bernex™* $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3$ foram considerados para esta análise. Essa escolha foi feita pelo fato desses revestimentos apresentarem melhor desempenho nos ensaios de vida. A fig. 5.37 mostra imagens das seções transversais da superfície da peça usinada, obtidas no MEV. Observa-se a presença de micro-trincas sob a superfície usinada com a ferramenta de corte revestida com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, enquanto a superfície usinada com a ferramenta de corte revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, demonstra ser mais suave.

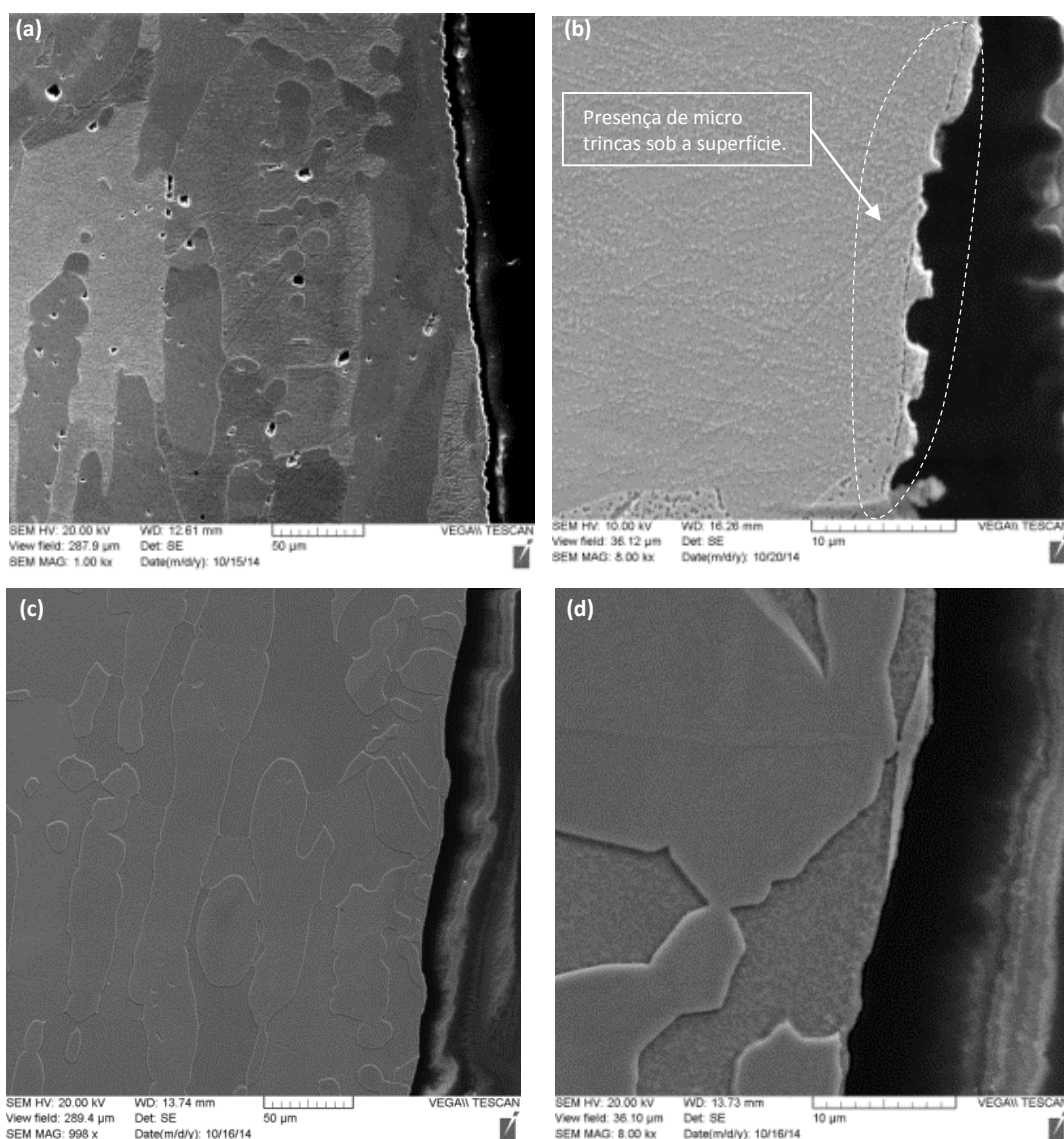


Figura 5.37 – Microestrutura da seção transversal da peça usinada com as ferramentas revestidas em condição de início de vida: (a e b) $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e (c e d) $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$.

A análise da seção transversal da superfície usinada mostra uma deformação plástica induzida como resultado do processo de usinagem. Com o objetivo de avaliar a espessura dessa camada plasticamente deformada, medidas da micro dureza e da rugosidade da superfície foram realizadas. Os resultados são mostrados na tabela 5.6.

Tabela 5.6 – Característica da superfície da peça após usinagem com ferramentas revestidas em condição de início de vida.

TiCN/Al ₂ O ₃			Al ₆₇ Ti ₃₃ N		
Distancia da superfície da peça (μm)	HV (50gf)	Rugosidade (Ra)	Distancia da superfície da peça (μm)	HV (50gf)	Rugosidade (Ra)
10	469	1,06	10	307	0,69
20	431		20	291	
40	363		40	278	
60	309		60	257	
80	275		80	247	
120	257		120	247	

Os resultados indicam o encruamento da superfície da peça usinada com TiCN/Al₂O₃. O efeito deste endurecimento ocorre devido à elevada taxa de deformação plástica. Em contraste, a formação de tribo filmes na superfície das ferramentas de corte revestidas com Al₆₇Ti₃₃N contribuiu para a melhoria das condições de atrito. Isto resultou em um acabamento superficial melhor e, consequentemente, reduziu o efeito de endurecimento sobre a superfície, bem como também, os danos microestruturais na peça.

6. CONCLUSÃO

A partir do método adotado e das técnicas utilizadas para a avaliação do desempenho de revestimentos tribológicos depositados sobre as ferramentas de corte empregadas nos ensaios de rosqueamento e torneamento do aço inoxidável superduplex UNS S32750, as seguintes conclusões podem ser apresentadas:

Caracterização dos revestimentos: Os resultados da caracterização dos revestimentos mostram que o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ apresenta uma monocamada com espessura e rugosidade inferiores aos demais revestimentos estudados. A quantidade de alumínio neste revestimento foi significativamente superior, característica esta que melhorou as propriedades tribológicas do revestimento. Os valores do módulo de elasticidade e a relação H/E demonstraram ser um bom indicador de resistência à tenacidade para esse revestimento.

Adesão dos revestimentos: Os revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$, $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ apresentaram falhas significativas de adesão para os testes realizados com cargas estáticas. Delaminação radial foi a falha encontrada para os revestimentos citados. No caso do $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, observa-se ainda, intensa delaminação e deslocamento do revestimento sobre o substrato. Isto mostra que a adesão deste revestimento é relativamente enfraquecida quando comparada aos demais revestimentos estudados. O revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ mostrou bons resultados de adesão (de acordo com a norma VDI 3198). Trincas radiais foram encontradas nos testes realizados com cargas acima de 100 Kg, este comportamento indica uma alta adesividade do revestimento sobre o substrato.

Os ensaios de indentação com carga dinâmica mostraram-se adequados para a análise qualitativa e quantitativa da adesividade dos revestimentos, bem como, também, possibilitou determinar o ponto crítico de falha dos revestimentos juntamente com os mecanismos envolvidos. Os resultados comprovam que o revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, mesmo sendo um revestimento monocamada, apresentou melhor adesão do que os demais revestimentos estudados.

Determinação do coeficiente de Atrito: Os resultados do coeficiente de atrito foram consideravelmente reduzidos quando o fluido de corte foi utilizado. Em relação aos ensaios lubrificados, o revestimento de $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ apresentou um coeficiente de atrito mais baixo em comparação com os revestimentos $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ e $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$. Os ensaios do coeficiente de atrito versus a temperatura revelou que os revestimentos $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ e $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ ricos em alumínio, apresentaram um bom desempenho tribológico com o aumento da temperatura. A formação de filmes de óxido de alumínio, formados durante a oxidação, promoveu a rápida difusão de alumínio para a superfície; resultando, assim, na formação de uma camada protetora sobre a superfície, o que conferiu ao contato uma redução da adesão do aço inoxidável à superfície da ferramenta. O mecanismo de desgaste predominante para estes revestimentos foi o de adesão.

Ensaio de rosqueamento: Os resultados dos testes mostraram que a evolução do desgaste da ferramenta de corte refletiu negativamente nos esforços de corte produzidos. Embora o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ tenha uma concentração maior de alumínio em relação ao $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ e o de $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$, o revestimento de $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ apresentou menores valores de força, durante os três estágios avaliados. Entretanto, a ferramenta revestida com $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$ apresentou um melhor comportamento ao desgaste em relação às ferramentas revestidas com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}$ e de $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$. Isto pode estar relacionado com o comportamento que o revestimento apresenta de se auto-adaptar às condições extremas de atrito, em função de uma quantidade de alumínio maior que os demais estudados nesse processo.

Através do estudo da integridade superficial da peça (rugosidade, análise microestrutural na seção transversal e perfil de micro dureza) feito nas peças produzidas, foi possível observar que o revestimento $\text{Al}_{60}\text{Cr}_{40}\text{N}$, promoveu pequenas modificações microestruturais e uma melhor rugosidade nos filetes da rosca. Essas melhorias são resultados da combinação dos efeitos da formação de camadas superficiais de alumina que, por sua vez, tem a capacidade de redirecionar a geração de calor na interface ferramenta-peça, melhorando a integridade da superfície usinada.

Ensaio de torneamento: Os resultados para os testes de vida mostraram que a vida das ferramentas de corte revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ foi cerca de três vezes maior que as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e, aproximadamente, duas vezes mais que aquelas revestidas com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ em operações de acabamento.

As análises de EDS mostraram adesão de material sobre a superfície de saída das ferramentas de corte revestidas com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, resultando em danos ao flanco da ferramenta. Em contraste, a adesão de material foi consideravelmente reduzida para as ferramentas revestidas com o $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$.

Os resultados de XPS revelaram que a maior causa de elevada resistência ao desgaste do revestimento de $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ é a formação de micro tribo filmes lubrificantes à base de alumina. Essa micro camada melhorou significativamente o comportamento do desgaste e as propriedades tribológicas da superfície da ferramenta de corte, aprimorando assim as condições de atrito e as propriedades térmicas da superfície.

As forças de corte mensuradas foram superiores para o revestimento $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$; indicando, assim, um atrito significativo na zona de fluxo entre o material da peça e a ferramenta de corte (FIELD et al. 1997). Com a evolução do desgaste, as forças de corte foram ligeiramente reduzidas para os revestimentos $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ (rico em alumínio). Esse comportamento é um reflexo da camada de tribofilmes formada na interface cavaco ferramenta.

Os cavacos produzidos com as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, durante os testes, apresentaram um formato helicoidal mais bem definido do que os cavacos produzidos com $\text{Al}_{50}\text{Cr}_{50}\text{N}/\text{Ti}_{95}\text{Si}_5\text{N}$ e $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$. Os cavacos produzidos com essas ferramentas apresentaram forte interação sobre a superfície de saída da ferramenta de corte; indicando, condições desfavoráveis de

atrito que resulta na pior formação do cavaco. As características do cavaco (fator de recalque e ângulo de cisalhamento) usinadas com revestimentos rico em alumínio, também indicam a mesma tendência.

As análises metalográficas e a distribuição do perfil de dureza feitos na seção transversal do cavaco indicaram que o fluxo de metal na interface ferramenta/cavaco foi intenso para as ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$. Esse comportamento foi benéfico tanto para o desempenho da ferramenta como também, para a integridade da superfície da peça usinada.

A análise de integridade superficial mostra encruamento e a presença de defeitos sob a superfície da peça usinada produzida com a ferramenta revestida com $\text{TiCN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ enquanto que a superfície usinada com a ferramenta de corte revestida com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ é mais suave e não apresenta defeitos .

Considerando o desempenho de atrito e desgaste das ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$, testadas durante o trabalho, os resultados indicam que esse revestimento apresenta propriedades tribológicas adequadas ao uso em ferramentas de cortes utilizadas na usinagem do aço Inoxidável Superduplex.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base no presente estudo, os seguintes temas podem ser sugeridos para futuras investigações experimentais:

1. Avaliação de revestimentos $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ no processo de rosqueamento de Tubos e luvas petrolíferas.
2. Avaliação da vida das ferramentas revestidas com $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ em diferentes velocidades de corte.
3. Avaliar outros métodos de refrigeração durante a usinagem.
4. Caracterizar as propriedades tribológicas do revestimento $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{33}\text{N}$ em intervalo de temperaturas entre 1000 e 1400 °C.
5. Estudar os níveis de tensão residual a partir das superfícies em direção ao núcleo, e os efeitos da mesma na resistência a corrosão por pitting e sob tensão.

8. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACKROYD, B.; AKCAN, N. S.; CHHABRA, P.; KRISHNAMURTHY, K.; MADHAVAN, V.; CHANDRASEKAR, S.; COMPTON, W. D.; FARRIS, T. N. **Exploration of contact conditions in machining.** Proceedings of Institution of Mechanical: part B – Engineers Journal of Engineering Manufacture, 2001 v. 215, n. 4, p. 493-507.

AIHUA, L.; JIANXIN, D.; HAIBING C.; YANGYANG, C.; JUN, Z. **Frictional and wear properties of TiN, TiAlN, AlTiN and CrAlN PVD nitride coatings.** International Journal of Refractory Metal and Hard Materials. V. 31, p. 82–88, 2012.

ALVAREZ-ARMAS, I. **Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys,** Mechanical Engineering, v. 1, pp. 51–57, 2008.

ALVAREZ-ARMAS, I.; DEGALLAIX-MOREUIL, S. **Duplex Stainless Steels.** John Wiley & sons, Inc., 2009.

AVILA, R.F.; MANCOSU, R. D.; MACHADO, A. R.; VECCHIO, A. S.; DA SILVA, R. B.; VIEIRA, J. B. **Comparative analysis of wear on PVD TiN and (Ti₁x Al_x)N coatings in machining process.** Wear 302 (2013) 1192–1200

ASTAKHOV, V. P. **Tribology of Metal Cutting**, 1ª ed., Elsevier, San Diego, USA, 2006.

ASTM A262 – **Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels**, 1993.

ASTM A890 / A890M – **Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion-Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application**, 2000.

ASTM G150 – **Standard Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels**, 2004.

AUDY, J. **Analysis of Importance of Tool Coatings in Metal Machining.** Journal Technical University Kosice – Presov. 2011.

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

BARLETTA, M.; GISARIO, A.; PUOPOLO, M.; VESCO, S. **Scratch, wear and corrosion resistant organic inorganic hybrid materials for metals protection and barrier.** Materials and Design. V.69, p 130-140, 2015.

BELL, T.; DONG, H.; SUN, Y. **Realising the potential of duplex surface engineering.** Tribology International. V. 31, p.127-137, 1998.

BERNHARDSSON, S. . **The corrosion resistance of duplex stainless steels.** IN: Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'91, Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, Beaune,França,1991.

BERSHADSKII, LI. **Boris Ivanovich Kostetsky and general conception in tribology.** Friction and Wear 1993; 14: 6–19.

BIERMANN, D.; STEINER, M. **The influence of coatings on the machining process of high-alloyed Stainless Steels.** In: Proceedings of the 6th International conference THE coatings 2007.

BIKSA A, YAMAMOTO K, DOSBAEVA G, VELDHUIS SC, FOX-RABINOVICH GS, ELFIZY A, WAGG T, SHUSTER LS. **Wear behavior of adaptive nano-multilayered AlTiN/MexN PVD coatings during machining of aerospace alloys.** Tribology International V. 43, P. 1491-1499, 2010.

BIROL, Y. **Sliding wear of CrN, AlCrN and AlTiN coated AISI H13 hot work tool steels in aluminum extrusion.** Tribology International. V. 57, P. 101-106, 2013.

BOBZIN, K.; LUGSCHEIDER, E.; MAES, M.; IMMICH, P.H.; PINERO C. **Development of multilayer TiAlN+ α -Al₂O₃ coatings for difficult machining operations.** In: Bull SJ, Chalker PR, Chen SC, Meng Wen J, Maboudian R, editors. Surface engineering for manufacturing applications, Materials Research Society Symposium Proceedings: Warrendale, PA, 2006. p. 114.

BOSSERT, M. **Machining Stainless alloy.** Advanced Materials & Processes, v. 148, n. 1, p. 43-44, Jul 1995.

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

BOUZAKIS, K.-D.; GERARDIS, S.; SKORDARIS, G.; KATIRTZOGLU, G.; MAKRIMALLAKIS, S.; KLOCKE, F. AND BOUZAKIS, E.: **Effect of dry micro-blasting on PVD films properties, cutting edge geometry and tool life in milling,** in: Proceedings of the 36th International Conference On Metallurgical Coatings And Thin Films ICMCTF 2009, 27.04-04.05.2009, San Diego, USA.

BOUZAKIS, K.-D.; BOUZAKIS, E.; KOMBOGIANNIS, S.; PARASKEVOPOULOU, R.; SKORDARIS, G.; MAKRIMALLAKIS, S.; KATIRTZOGLU, G.; PAPPA, M.; GERARDIS, S.; SAOUBI, R. M.; ANDERSSON, J. M.: **Effect of silicon content on PVD film mechanical properties and cutting performance of coated cemented carbide inserts,** In: Proceedings of the 40th International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films (ICMCTF) — ICMCTF 2013 - Surface & Coatings Technology 237 (2013) 379–389.

CHARLES J.; BERNHARDSSON, S. **Super duplex stainless steels: structure and properties.** In: Duplex Stainless Steels'91, Beaune, and Proceedings. Ed: Charles, J.; France, Les Editions de physique, v.1, p.3-48, 1991.

CHARLES, J. **Structure and mechanical properties of duplex stainless steels.** In Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. TWI.

CHARLES, J. **Past, present and future of duplex stainless steels.** In: *Duplex 07*, Grado, Italy, 2007.

CHE-HARON, C. H.; JAWAIB, A. **The effect of machining on surface integrity of titanium alloy Ti6%Al-4%V.** Journal of materials processing technology. V. 166 (2), P. 188-192, 2005.

CHILDS, T. H. C.; MAEKAWA, K.; OBIKAWA, T.; YAMANE, Y. **Metal Machining - Theory and Applications**, Arnold, London, 2000.

CHIU, P. K.; WENG, K. L.; WANG, S. H.; YANG, J. R.; HUANGA, Y. S.; FANG, J. **Low-cycle fatigue-induced martensitic transformation in SAF 2205 duplex stainless steel**. Materials Science and Engineering. V. A398, P. 349-359, 2005.

CORDES, S. E.; **PVD-Alumina Coatings on Cemented Carbide Cutting Tools: A Study about the Effect on Friction and Adhesion Mechanism**. Tribology in Industry, v. 34, n. 1, p. 24-28, 2012.

DARBEIDA, A., VON STEBUT, J., , **Multi-mode scratch testing—a European Standards, measurements and testing study**. Surface and Coating technology, v. 200, n.1-4, p. 346-350, 2005.

DAVIDSON, R. M.; REDMOND, J. D. **A guide to use duplex stainless steels**. Materials & Design, v. 12, n. 4, p.187-192, 1991.

DAVIS, J. R. **Stainless Steel – ASM Specialty Handbook**. ASM International. EUA. 2ª Edição, pp. iii , 2000.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais 3**. ed. São Paulo, Artliver Editora, 2001.

DJEMIA, P.; FAURIE, D.; BELLIARD, L.; PHAM, T.; LE BOURHIS, E.; GOUDEAU, P.; GUERIN, P. **Elastic properties of Al_{1-x} Cr_xN Coatings**. Inn: Reunion Pleiere GdR MECANO, Poitiers 6-8 April, 2011, France.

DOBZANSKI, L.A.; PAKUŁA, D.; KRIZ, A.; SOKOVIC, M.; KOPAC, J. **Tribological properties of the PVD and CVD coatings deposited onto the nitride tool ceramics**. Journal of Materials Processing Technology, 175, 179-185, (2006)

DOLINSEK, S.; KOPAC, J. **Mechanism and type of tool wear; particularizes in advanced cutting materials**. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. V. 19, issue 1, 2006.

DONOHUE, L.A.; MTINZ, W.D.; LEWIS, D.B.; CAWLEY, J.; HURKMANS, T.; TRINH, T.; PETRO V.I.; GREENE, I.E. **Large-scale fabrication of hard superlattice thin films by combined steered arc evaporation and unbalanced magnetron sputtering**. surface & Coatings Technology 93 (1), pp. 69-87, 1997.

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.1 055-1063, 2002.

ENDRINO, J. L. FOX-RABINOVICH, G. S.; REITER, A.; VELDHUIS, S. V.; ESCOBAR, R. G.; ABELLA, J. M.; MARCO, J. F. **Oxidation tuning in AlCrN coatings**. Surface and coatings technology, v. 201, p.4505-4511, 2007.

ENDRINO, J. L., FOX-RABINOVICH, G-S; GEY, C. **Hard AlTiN, AlCrN PVD coatings for machining of austenitic stainless steel**, Surface and Coatings Technology, Vol. 200, No. 1, pp. 6840-6845, 2006.

ESCRIBA, D. M.; MATERNA-MORRIS, E.; PLAUT, R. L., et al. **Chi phase precipitation in a duplex stainless steel**. Materials Characterization, v. 60, pp. 1214–1219, 2009.

EZUGWU, E.O.; WANG, Z.M. **Performance of PVD and CVD coated carbide tools when machining Ti-6Al-4V**. Tribol. Trans. V.40, P. 81–85, 1997.

FAGA, M. G.; GAUTIER, G. CALZAVARINI, R.; PERUCCA, M.; AIMO BOOT, E.; CARTASEGNA, F.; SERRINERI, L. **AlSiTiN nanocomposite coatings developed via arc cathodic pvd: evaluation of wear resistance via tribological analysis and high speed machining operations**. Wear, V. 263, No 7-12, P.1306-1314, 2007.

FERNANDEZ-ABIA, A. I.; BARREIRO, J.; FERNANDEZ-LARRINOA, J.; LOPEZ DE LACALLE, L. N.; FERNANDEZ-VALDIVIELSO, A.; PEREIRA, O. M. **Behaviour of PVD coatings in the turning of austenitic stainless steel**. Procedia Engineering. V. 63, P. 133-141, 2013.

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. São Paulo, Editora Edgard Blücher Ltda, 1977.

FIELD, M.; KAHLES, J. F. **Review of surface integrity of machined Components**, CIRP Annals, vol. 257 no1 pp 153-163, 1997.

FILICE, L.; MICARIF; RIZZUTI, S; UMBRELLO, D. **A critical analysis on the friction modelling in orthogonal machining**. International Journal of Machine & Manufacture. V. 47, P. 709-714, 2007.

FORGAS JUNIOR, A. **Efeito do encruamento e do tempo de envelhecimento na cinética das transformações de fase de um aço inoxidável dúplex** [Tese]. São Bernardo do Campo, 2010

FOX-RABINOVICH, G.S.; KOVALEV, A.L.; SHUSTER, L. S. H.; BOKYI, Y. F.; DOSBAEVA, G. K.; WAINSTEIN, D. L.; MISHINA, V.P. **On characteristic features of alloying HSS-based deformed compound powder materials with consideration for tool self-organization at cutting 2. Cutting tool friction control due to the alloying of the HSS-based deformed compound powder material**. Wear 1998; 214: 279-286.

FOX-RABINOVICH G.S., VELDHUIS, S.C., SCVORTSOV, V.N., SHUSTER, L. SH., DOSBAEVA, G.K., MIGRANOV, M.S. **Elastic and Plastic work of Indentation as a Characteristic of Wear Behavior for Cutting Tools with Nitride PVD Coatings.**, Thin Solid Films v469-470 p 505-512, 2004.

FOX-RABINOVICH, G. S.; WEATHERLY, G. C.; DODONOV, A.I.; KOVALEV, A.I.; SHUSTER, L.S.; VELDHUIS, S.C.; DOSBAEVA, G.K.; WAINSTEIN, D.L.; MIGRANOV, M.S. **Nano-crystalline filtered arc deposited (FAD) TiAlN PVD coatings for high-speed machining applications**. Surface and Coatings technology. V. 177-178, p. 800-811, 2004.

FOX-RABINOVICH, G.S., BEAKE, B.D., ENDRINO, J.L., VELDHUIS, S.C., PARKINSON, R., SHUSTER, L.S. AND MIGRANOV, M.S. **Effect of mechanical properties measured at room and elevated temperatures on the wear resistance of cutting tools with TiAlN and AlCrN coatings**. Surface and Coatings Technology, V. 200,p.5738–5742, 2006.

FOX-RABINOVICH G. S.; KOVALEV A. L.; SHUSTER L. S. H.; BOKIY Y. U.; DOSBAEVA G. K.; WAINSTEIN D. L.; MISHINA, V. P. **Characteristic features of alloying HSS-based deformed compound**

powdered materials with consideration for tool self-organization at cutting: 1. Characteristic features of wear in HSS-based deformed compound powder materials at cutting. Wear, V. 206 (1-2) p. 214-20, 1997.

FOX-RABINOVICH, G.S.; TOTTEN, G.E. **Self-organization during friction**1- **advanced surface-engineered materials and systems design.** CRC Press, a Taylor & Francis Group, 2006.

FOX-RABINOVICH, G.S.; YAMAMOTO, K.; VELDHUIS, S.C.; KOVALEV, A.I.; SHUSTER L.S.; NING, L. **Self-adaptive wear behavior of nano-multilayered TiAlCrNiWN coatings under severe machining conditions,** Surface and Coatings Technology 201 (3-4), pp.1852-1860,2006.

FOX-RABINOVICH, G.S.; WILKINSON, D.S.; VELDHUIS, S.C.; DOSBAEVA, G.K.; WEATHERLY, O.C. **Oxidation resistant Ti-Al-Cr alloy for protective coating applications.** Intermetallics 14, pp. 189-197,2006.

FOX-RABINOVICH, G.S.; KOVALEV, A.L.; GERSHMAN, I.; KORSHUNOV, S.; VELDHUIS, S.; BEAKE, B.; ENDRINO, J.L.; WAINSTEIN, D.L. **Features of self-organization in ion modified nano-crystalline PVD AlTiN coatings under severe tribological conditions.** Journal of Applied Physics 2007; 102: 074305

FOX-RABINOVICH, G.S.; KOVALEV, A.I.; AGUIRRE, M.H.; BEAKE, B.D.; YAMAMOTO, K.; VELDHUIS, S.C. ENDRINO, J.L.; WAINSTEIN, D.L.; RASHKOVSKIY, A.Y. **Design and performance of AlTiN and TiAlCrN PVD coatings for machining of hard to cut materials.** Surface and Coatings Technology, Vol. 204 pp489-796, 2009.

FOX-RABINOVICH, G.S.; BEAKE, B. D.; VELDHUIS, S. C.; GOODES, S. R. **Coating optimization for high speed machining with advanced nanomechanical test methods.** Surface and Coatings Technology, Vol. 203, pp. 1919-1925, 2009.

FOX-RABINOVICH, G. S.; BEAKE, B. D.; YAMAMOTO, K.; AGUIRRE, M. H.; VELDHUIS, S. C.; DOSBAEVA, G.; ELFIZY, A.; BIKSA, A.; SHUSTER, L. S. **Structure, properties and wear performance of nano-multilayered TiAlCrSiYN/TiAlCrN coatings during machining of Ni-based aerospace superalloys.** Surface and Coatings Technology, Vol. 204, no21, pp. 1919-1925, 2010.

FOX-RABINOVICH, G. S.; KOVALEV, A.; AGUIRRE, M. H.; YAMAMOTO, K.; VELDHUIS, S. C.; GERSHMAN, I.; RASHKOVSKIY, A.; ENDRINO, J.L.; BEAKE, B. D.; DOSBAEVA, G.; WAINSTEIN, D.L.; YUAN, J.; BUNTING, J. W. **Evolution of self-organization in nano-structured pvd coatings under extreme tribological conditions.** Applied surface science. V. 297, P. 22-32, 2014.

GAO, W.; LIU, Z.; LI, Z.; LI, S. S.; GONG, H. **Nano-crystal alloy and alloy-oxide coatings and their high-temperature corrosion properties.** International Journal of Modern Physics B. V. 16, 01-02, P. 128-136, 2002.

GAVRILJUK, V. G. & BERNS, H. **High nitrogen steels.** Berlin: Springer – Verlag, 1999.

GEKONDE, H. O.; SUBRAMANIAN, S. V. **Tribology of tool-chip interface and tool wear mechanisms.** Surface and coatings technology, v. 149, p. 151-160, 2002

GOMES, E.S.P., VINÃS, J.B., VATAVUK, J. **Aços inoxidáveis duplex - propriedades e aplicações na indústria química.** In: Proc. Congresso de Automação e Equipamentos da Indústria Química, ABIQUIM, São Paulo, 1999.

GUNN, R. **Duplex Stainless Steels - Microstructure, Properties and Applications.** Cambridge, Abington Publishing, 2003.

GUO, Y. B.; YEN D. W. A. **FEM study on mechanisms of discontinuous chip formation in hard machining.** Journal of Materials Processing Technology. V. 155–156, p. 1350–1356, 2004.

HARDWICKE, C. U. **Recent developments in applying smart structural materials.** JOM V. 12, P. 15-16, 2003.

HENDERER, W.; XU, F. **Hybrid TiSiN, CrC/C PVD coating applied to cutting tools.** Surface and coating technology. V. 215, P. 381-384, 2013.

HOGMARK, S.; JACOBSON, S.; and LARSSON, M., 2000, “**Design and evaluation of tribological coatings**”, Wear, V. 246, Uppsala, Sweden, pp. 20–33.

HORLING, A.; HULTMAN, L.; ODEN, M.; SJOLEN, J.; KARLSSON, L. **Mechanical properties and machining performance of Ti1-xAlxN-coated cutting tools.** Surface and coating technology. V.191, P. 384-392, 2005.

HOVSEPIAN, P.EH.; LEWIS, D.B.; LUO Q.; MUNZ, W.-D.; MAYRHOFFER, P. H.; MITTERER, C.; ZHOU, Z.; RAINFORTH, W. **TiAlN based nanoscale multilayer coatings designed to adapt their tribological properties at elevated temperatures.** Thin solid films. V. 485, P. 160-168, 2005.

IBRAHIM C. **Machining of austenitic stainless steels using CVD multi-layer coated cemented carbide tools.** Tribology International 2006; (39):565-9

JASPERS, S. P. F. C.; DAUTENBERG, J. H.; TAMINAU, D. A. (1998). **Temperature measurement in orthogonal metal cutting.** International Journal of Advanced Manufacturing Technology. v.14, n.1, p. 7-12, July – Sep.

JEHN, H.A., **Multicomponent and multiphase hard coatings for tribological applications.** Surface and Coatings Technology 131, pp.433-440, 2000.

JIANG, L.; PARO, J.; HANNINEN, H.; KAUPPINEN, V.; ORASKARI, R. **Comparison of grindability of IPED austenitic 316L, duplex 2205 and superduplex 2507 and as-cast 304 stainless steels using alumina wheels.** Journal of Materials Processing Technology, v. 62, p. 1-9, 1996.

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

KALSS, W., REITER, A., DERFLINGER, V., GEY, C. AND ENDRINO J.L. **Modern coatings in high performance cutting applications.** International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, V. 24, Liechtenstein, Áustria, pp. 399–404, 2006.

KNOTEK, O.; LEYENDECKER, T.; JUNGBLUT, F. **On the properties of physically vapor deposited Ti-Al-V-N coatings.** Thin Solid Films 153, pp.83-90, 1987.

KNOTEK, O.; MUNZ, W.D.; LEYENDECKER, T. **Industrial deposition of binary, ternary, and quaternary nitrides of titanium, zirconium, and aluminum.** Journal of Vacuum Science & Technology A (Vacuum, Surfaces, and Films) 5(4), p 2173-2179, 1987.

KOMANDURI, R.; HOU, Z. B.; **A review of the experimental techniques for measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing process and tribology.** Tribology International, v. 34, n. 10, p. 653-682, 2001.

KONIG W. H.; TONSHOFF, K. **Machining of holes, developments in drilling technology.** Annals of the CIRP, v.43, p.551-561, 1994.

KORKUT, I.; KASAP, M.; CIFTCI, I.; SEKER, U. **Determination of optimum cutting parameters during machining of AISI 304 austenitic stainless steel.** Materials & design, v. 25, p. 303-305, 2004.

KOSTETSKY, B.L. **An evolution of the materials' structure and phase composition and the mechanisms of the self-organizing phenomenon at external friction.** Friction and Wear 14(4), pp. 773-783, 1993.

KOSTETSKAYA, N. B. **Mechanisms of deformation, fracture and wear particles forming during the mechanical-chemical friction.** Friction and Wear 16(1), pp. 108-115, 1990.

KUPTSOV, K. A.; KIRYUKHANTSEV-KORNEEV, P. H. V.; SHEVEYKO, A. N.; SHTANSKY, D. V. **Comparative study of electrochemical and impact wear behavior of TiCN, TiSiCN, TiCrSiCN and TiAlSiCN coatings.** Surface and Coatings Technology, V. 216, P. 273-281, 2013.

LACK, E; BOHMANN, A.; SCHARF, M.; WERNER, E., **Adv. Eng. Materials**, 2^a ed., p.750-752, 2000.

LEONARD, A., GREGORI, A., WOOLLIN, P. **Point counting of intermetallic phase precipitates in ferritic-austenitic stainless steels,** Journal of International Institute of Welding - "Welding in the World", v. 51, n. 11/12, 2007.

LEYLAND, A.; MATTHEWS, A. **On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour.** V. 246, p. 1-11, 2000.

LIN, T. R., 2002, **Experimental design and performance analyses of TiN-coated carbide tool in face milling stainless steel.** Journal of Materials Processing Technology, v. 127, Huwei, Taiwan, pp. 1-7.

LIPPOLD, J., KOTECKI, D. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels.** 2005.

LUGSCHEIDER, E., BOBZIN, K.: **The influence on surface free energy of PVD-coatings,** Surface and Coatings Technology, Vol. 142-144, pp. 755-760, 2001.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)**. tese de doutorado, Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, 2001.

MANAILA, R. et al. **Structure of nitride film hard coatings prepared by reactive magnetron sputtering**. Applied Surface Science, v. 134, n. 1-4, p. 1-10, Sep. 1998.

MARKOPOULUS, A. P. **Finite Element Method in Machining Processes**. J2013, VIII p. 27 illus., Softcover Springer.

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.

MARTINS, M.; CASTELETTI, L. C.; BONAVINA, L. F. et al. **Análise Microestrutural de aços inoxidáveis altamente ligados: da amostragem à interpretação**. In: IX Seminário Brasileiro do Aço Inoxidável, São Paulo, SP, 2008.

METALS HANDBOOK. **High Strain Rate testing**. 10ed. Ohio: American Welding Society for Metals, v.8, 1992.

METALS HANDBOOK. **Introduction to the selection of Carbon and Low-Alloy Steels**. American Society for Metals, v.1, 1990.

MO, J.L. ; ZHU, M.H. **Tribological oxidation behavior of PVD hard coatings**. Tribology International. V. 42, p. 1758-1764, 2009.

MO, J. L.; ZHU, M. H. et al. **Deposition of CrN Coatings by Filtered Cathodic Vacuum Arc**. Key Engineering Materials 373-374 pp130-133, 2008.

MO, J. L.; ZHU, M. H.; LEI, B.; LENG, Y. X.; HUANG, N. **Comparison of tribological behaviour of AlCrN and TiAlN coatings—Deposited by physical vapor deposition**. Wear. V. 263, P. 1423-1429, 2007.

MUTHUPANDI, V., SRINIVASAN, P. B., SESHADRI, S., et al. **Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds**. In: *Materials Science and Engineering*, v. A, pp. 9–16, São Paulo, 2003.

NEVES, D.; CAMARGO, R.; DEONISIO, C. C. C.; NOVASKI, O. **Evaluation of the machinability of stainless steel ABNT 304 and stainless steel Villares 304 UF with hss Tin coated twisted drills**. Proceedings of international congress of mechanical engineering (COBEM), 2003.

NICHOLLS, J.M. , **Corrosion Properties of duplex stainless steels: general corrosion, pitting and crevice corrosion**. IN: Proc. 4th International Conference on Duplex Stainless Steels, Glasgow, Escócia, Nov.1994.

NING, L.; VELDHUIS, S.; YAMAMOTO, K. **Investigation of wear behavior and chip formation for cutting tools with nano-multilayered TiAlCrN/NbN PVD coating**. International Journal of Machine Tools and Manufacture. V.48, p. 656–665, 2008.

NILSSON, J. O. **Super duplex stainless steels**. Materials science and technology ago., v. 8.pp. 685-700, 1992.

NOMANI, J.; PRAMANIK, A.; HILDITCH, T. LITTLEFAIR, G. **Machinability study of first generation duplex (2205), second generation (2507) and austenite stainless steel during drilling process**. Wear. V. 304, P.20-28, 2013.

NOWACKI, J., LUKOJC, A. **Microstructural transformations of heat affected zones in duplex steel welded joints**. Materials Characterization, v. 56, pp. 436–441, 2006.

NUNES, E. **Propriedades Mecânicas e Caracterização Microestrutural na Soldagem do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 (SAF 2205)**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

OERLIKON BALZERS **Revestimento para ferramentas de corte**, 2009.

OUTUKUMPU, **Steel Stainless Properties-Work-Hardening**, P.5763, 2005.

PAIVA JR, J. M. F.; AMORIM, F. L. SOARES, P.S. and TORRES, R. D.; Evaluation of Hard Coating Performance in Drilling Compacted Graphite Iron (CGI). Journal of materials engineering and performance, v. 22, (10) p. 3155-3160, 2013.

PAGEL-NITSCHKE, T. **Application of Diffraction Methods for the Residual Stress Determination in Welded joints**. In: Pressure vessels and piping conference. 2009. Praga

PARK, Y. H.; LEE, Z. H.; **The Effect of Nitrogen and Heat Treatment on the Microstructure and Tensile Properties of 25Cr – 7Ni – 1.5Mo – 3W – xN Duplex Stainless Steel Casting**. Materials Science and Engineering A297, 2001.

PARO, J. **Machinability Effects of Stainless Steels with a HIPed NiTi Coating in high-efficiency Machining Operations**. Thesis for the degree of Doctor of Technology to be presented. Helsinki University of Technology. October 20 2006.

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

PISKA, M.; POLZER, A. **New Hard Nano-Crystlline Coatings for Cutting Tools and Their Testing**. Disponivel em <http://web.tuke.sk/fvtpo/journal/pdf08/2-str-69-71.pdf>. 2013.

POHL, M., STORZ, O., GLOGOWSKI, T. **Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel**, Materials Characterization, v. 58, pp. 65–71, 2007.

REITER, A. E.; BRUNNER, B.; ANTE, M.; RECHBERGER, J. **Investigation of several PVD coatings for blind hole tapping in austenitic stainless steel**. Surface and coating technology. V. 200, P. 5532-5541, 2006.

SANCHETTE, F.; DUCROS, C. SCHMITT, T.; STEYER, P.; BILLARD, A. **Nanostructured hard coatings deposited by cathodic arc deposition: From concepts to applications**. Surface & Coatings Technology – SURF COAT TECH, v. 205 pp. 5444-5453, 2011.

SAOUBI R., OUTERIO JC., CHANGEUS B., LEBRUN JL. DIAS AM. **Residual Stress Analysis in Orthogonal Machining of Standard and Resulfurized AISI 316L Steels**. Journal of Materials Processing Technology ED96(1–3):225–233, 1999.

SARWAR, M., HAIDER, J. **Development of advanced surface engineering technologies for the benefit of multipoint cutting tools**. Advanced Materials Research. pp. 1043-1050. ISSN 1022-6680, 2008.

SAUVAGE, X.; LE BRETON, J. M.; GUILLET, A.; MEYER, A.; TEILLET, J. **Phase transformation in surface layers of machined steels investigated by X-ray diffraction and Mössbauer spectrometry**. Materials Science and Engineering, v.A362, p-181-186, 2003.

SEDRIKS, A.J. **Corrosion of stainless steel**. Ed. John Wiley & Sons Inc, 2ª edição, Nova York EUA, pp 47-53, 1996.

SENATORE, M., FINZETTO, L., PEREA, E. **Estudo Comparativo entre os Aços Inoxidáveis Duplex e os Inoxidáveis AISI 304L/316L**. Revista Escola Minas, v. 60, pp. 175–181, Jan-Mar 2007.

SHAO, H.; LIU, L.; QU, H.L. **Machinability study on 3%Co–12%Cr stainless steel in milling**. Wear. V. 263(1-6), P. 736-744, 2007.

SHAW, M.C., **Metal cutting principles**, 2ª ed., Oxford University Press, New York, USA, 2005.

SIEURIN, H., SANDSTRÖM, R. **Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205**. Materials Science and Engineering A, v. 444, pp. 271–276, 2007.

SMITH, L., CELANT, M., POURBAIX, A. **A Guideline to the successful use of duplex stainless steels for flowlines**. In: Duplex America 2000 Conference, Houston - Estados Unidos, 2000.

SMUNK, O. **Microstructures and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steels**. Doctoral Thesis, Department of Materials Science and Engineering - Division of Ceramics, Royal Institute of Technology, Stocolmo, Suécia, 42p, 2004.

SOLOMON, H. D., JR., D. **Duplex stainless steels - a tale of two phases**. In: Duplex stainless steels - ASM Metals Park, pp. 693–756, Ohio, 1982.

SOUTHWICK, P., HONEYCOMBE, W. **Decomposition of ferrite to austenite in 26%Cr-5 stainless steel**. Metal Science., v. 14, n. 7, pp. 253–261, 1980.

STEMMER, C. E. **Ferramentas de Corte**. 5 ed. UFSC, Florianópolis 2005.

STEPHESON, D.A.; JEN, T.C.; LAVINE, A.S. **Cutting tool temperatures in contour turning: transient analysis and experimental verification**. J. Manuf. Sci. Eng. 119 (1997) 494–501.

STILL, J. R. **The use of duplex stainless steel in the offshore oil and gas industry – Part I**. Welding and Metal Fabrication, p.293-298, 1994.

TEKINER, Z. YESILYURT, S. **Investigation of the cutting parameters depending on process sound during turning of AISI 304 austenitic stainless steel**. J. Mater. Des. 25: 507–513, 2004.

TOENSHOFF H. K., MOHLFELD A., Int. J. Mach. Tools Manufact., 38 (1998) 469

TRENT, E.M.; WRIGHT, P. K., Metal Cutting, 2^a ed., Butterworth-Heinemann, Woburn, USA, 2000.

VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE NORMEN, VDI 3198, VDI-Verlag, Dusseldorf, 1991.

VILLALOBOS, D., ALBITER, A., MALDONADO, C. **Microstructural changes in SAF 2507 superduplex stainless steel produced by thermal cycle.** Revista Matéria, v. 14, n. 3, pp. 1061–1069, 2009.

YOUSSEF. A. H; EL HOFY, H. **Machining technology: Machine tools and operations**, Taylor e Francis group, 2008. 633p.

YU-CHIH CHIEH; WEN-ZHENG LO; FU-HSING LU. **Microstructure evolution of ZrN films annealed in vacuum.** Surface and Coatings Technology, v. 200, n. 10, p. 3336-40, Feb. 2006.

ZOREV, N. N.; **Metal Cutting Mechanics**, 1966 ed. Pergamon Press, Oxford.

ZUM GAHR K. H. **Microstructure and wear of materials.** Elsevier, 1987.

WANG, L.; WANG, Y.; WANG, Y.; XUE, Q. Tribological performances of non-hydrogenated amorphous carbon coupling with different coating counterparts in ambient air and water. Wear, V.300, p. 20-28, 2013.

ANEXOS

ANEXO I

Para se verificar o desgaste do volume das esferas, realizou-se a medição das esferas utilizadas nos ensaios de tribologia para se obter as principais dimensões que posteriormente utilizou-se para o cálculo do volume real desgastado devido ao contato entre as partes. Para o cálculo do volume desgastado das esferas, partiu-se do mesmo princípio utilizado para o cálculo do volume de uma esfera, envolvendo o conceito de integral definida. Pode-se utilizar o mesmo raciocínio para se encontrar a função $f(x)$ a ser integrada, alterando somente os limites de integração.

Define-se primeiramente a calota esférica como um sólido gerado a partir de uma esfera ao ser seccionada por um plano (gerado pelo desgaste entre as duas partes em contato), conforme figura A.

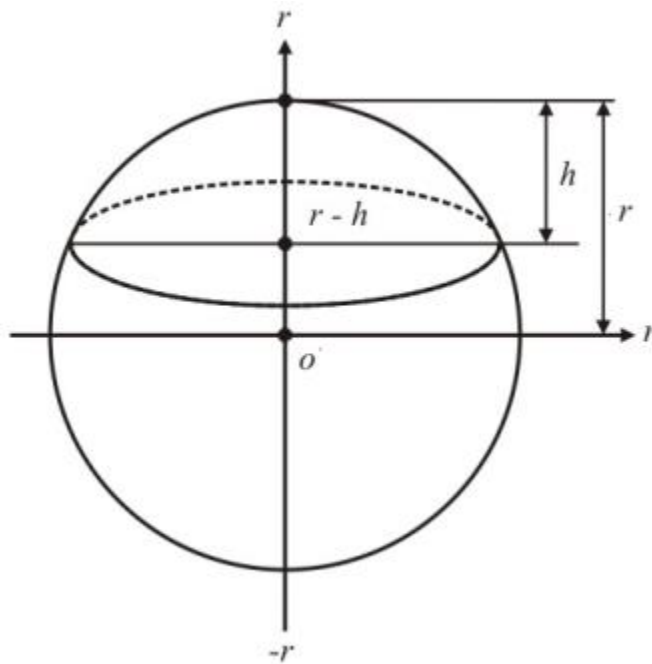


Figura A - Determinação do plano de desgaste na extremidade da esfera

Pode-se então determinar os limites de integração, sendo eles $r - h$ até r . Utiliza-se a função $f(x)$, originada da equação da circunferência de centro na origem, conforme equação a seguir:

$$y = \sqrt{r^2 - x^2}$$

Para cada ponto de h , idealizam-se infinitos cilindros de alturas infinitesimais dx e raios y , onde y é variável para cada ponto de h , conforme fig. A.



Figura B – Plana de desgaste definido na extremidade da esfera representado por um cilindro

Tem-se, então, a fórmula do volume de um cilindro dada por:

$$V_{cilindro} = \pi r^2 \cdot h$$

E, neste caso:

$$V_{cilindro} = \pi y^2 \cdot dx$$

Quando somados todos estes infinitos cilindros de alturas infinitesimais, é formada a calota esférica, nos limites $r - h$ e r . Então, o volume da calota esférica será dado por:

$$V = \pi \int_{r-h}^r y^2 dx \quad [2]$$

Substituindo assim o valor de Y na equação temos:

$$V = \pi \int_{r-h}^r \left(\sqrt{r^2 - x^2} \right)^2 dx$$

Simplificando, tem-se:

$$V = \pi \int_{r-h}^r r^2 - x^2 dx$$

Integrando, tem-se:

$$V = \pi \left[r^2 x - \frac{x^3}{3} \right]_{r-h}^r$$

Aplicam-se os limites de integração, tem-se:

$$V = \pi \left[\left(r^2 r - \frac{r^3}{3} \right) - \left(r^2 (r - h) - \frac{(r - h)^3}{3} \right) \right]$$

Utilizam-se simplificações algébricas, desta forma, obtém-se que:

$$V = \frac{1}{3} \pi h^2 (3r - h)$$

Assim, essa equação foi utilizada para determinar os valores de desgaste nas esferas de metal duro, obtidos durante os testes tribológicos.