

RHANDER VIANA

ESTUDO DA CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTAS
DE CORTE TEXTURIZADAS A LASER E REVESTIDAS
UTILIZADAS NO FRESAMENTO FRONTAL DE FERRO
FUNDIDO VERMICULAR



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2009

RHANDER VIANA

**ESTUDO DA CARACTERIZAÇÃO DE FERRAMENTAS DE
CORTE TEXTURIZADAS A LASER E REVESTIDAS UTILIZADAS
NO FRESAMENTO FRONTAL DE FERRO FUNDIDO
VERMICULAR**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado

Co-Orientador: Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima

**UBERLÂNDIA - MG
2009**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)

- V614e Viana, Rhander, 1976-
Estudo da caracterização de ferramentas de corte texturizadas a laser e revestidas utilizadas no fresamento frontal de ferro fundido vermicular / Rhander Viana. - 2009.
131 f. : il.
- Orientador: Álisson Rocha Machado.
Co-orientador: Milton Sérgio Fernandes de Lima
- Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Inclui bibliografia.
1. Fresagem (Trabalhos em metal) - Teses. 2. Usinagem - Teses. I. Machado, Álisson Rocha, 1956- II. Lima, Milton Sérgio Fernandes de. III. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.

CDU: 621.914



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
Av. João Naves de Ávila, 2121 - 38400-902 Fone: 0XX(34)32394149 Ramal 42
FAX: 0XX(34)32394282 - Campus Santa Mônica - Uberlândia MG



ALUNO: Rhander Viana

NÚMERO DE MATRÍCULA: 5051327

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: Materiais e Processos de Fabricação

PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA: NÍVEL DOUTORADO

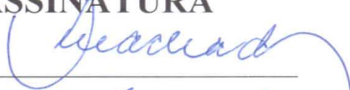
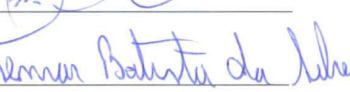
TÍTULO DA TESE:

“Estudo da Caracterização de Ferramentas de Corte Texturizadas a Laser e Revestidas Utilizadas no Fresamento Frontal de Ferro Fundido Vermicular”

ORIENTADOR: Prof. Dr. Álisson Rocha Machado

CO-ORIENTADOR: Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima

A Tese foi **APROVADA** em reunião pública, realizada na Sala 206 do Bloco 1M, Campus Santa Mônica, em 12 de agosto de 2009, às 08:00 horas, com a seguinte Banca Examinadora:

NOME	ASSINATURA
Prof. Dr. Álisson Rocha Machado	UFU 
Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima	ITA 
Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz	UNICAMP 
Prof. Dr. Flávio José da Silva	UFES 
Prof. Dr. Márcio Bacci da Silva	UFU 
Prof. Dr. Rosemar Batista da Silva	UFU 

Uberlândia, 12 de agosto de 2009

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Álisson Rocha Machado, pela amizade, apoio, incentivo e orientação, imprescindíveis a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima pelo apoio, incentivo e orientação durante a realização do trabalho.

Aos Professores Dr. Márcio Bacci da Silva e Dr. Rosemar Batista da Silva pelo apoio durante a realização do trabalho.

Aos colegas do Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU) pela amizade e pelas importantes discussões e sugestões sobre os resultados desta pesquisa.

Aos Engenheiros Marcelo Dias Fonseca e Antonio Fávero Filho pela ajuda durante a realização dos ensaios de usinagem.

Ao técnico do LEPU-UFU Reginaldo Ferreira de Souza pelo auxílio durante a execução dos ensaios de usinagem.

Ao Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM-UFU), na pessoa da técnica Ângela M. S. Andrade.

A Faculdade de Engenharia Mecânica e a Coordenação do Curso de Pós-Graduação pela oportunidade de realização deste trabalho.

A Universidade Federal de Uberlândia pela infra-estrutura fundamental a realização deste trabalho.

Aos Professores do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia pelos conhecimentos transmitidos.

A secretária do Curso de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU, Kelly Rúbia Costa.

Aos Professores Dr. Flávio José da Silva e Dr. Washington Martins da Silva Júnior do Laboratório de Caracterização de Superfícies dos Materiais da Universidade Federal do Espírito Santo (LCSM-UFES).

Ao Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia (DCMM) da PUC-Rio e ao Laboratório Van der Graff da Faculdade de Física da PUC-Rio.

Aos órgãos de fomento FAPEMIG e CNPq pelo apoio financeiro, e as empresas TUPY S.A., Sandvik do Brasil e Oerlinkon Balzers pelo fornecimento do material de usinagem, ferramentas de corte e revestimentos finos utilizados no desenvolvimento do trabalho.

Ao Engenheiro Francisco Eduardo Pereira, chefe da Divisão de Patentes da Mecânica (DIPAME) do Instituto Nacional da Propriedade Industrial (INPI) pelo apoio durante a realização deste trabalho.

A todos os amigos da DIPAME e INPI pelo apoio durante a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	xiii
LISTA DE TABELAS.....	xxv
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xxvii
RESUMO.....	xxxiii
ABSTRACT.....	xxxv
I - Introdução.....	01
1.1 - Objetivo Geral.....	03
1.2 - Objetivos Específicos.....	03
II - Revisão Bibliográfica.....	05
2.1 - Aspectos Gerais.....	05
2.2 - Processo de Fresamento.....	05
2.3 - Ferro Fundido Vermicular.....	07
2.3.1 - Propriedades do Ferro Fundido Vermicular.....	08
2.3.2 - Usinagem do Ferro Fundido Vermicular.....	10
2.4 - Revestimentos para Ferramentas de Corte.....	12
2.4.1 - Histórico.....	12
2.4.2 - Técnicas de Revestimento de Ferramentas de corte.....	14
2.4.3 - Revestimento pelo Processo CVD.....	15
2.4.4 - Revestimento pelo Processo PVD.....	15
2.4.5 - Características dos Revestimentos Utilizados em Ferramentas de Corte.....	17
2.4.5.1 - Revestimentos a Base de Nitretos.....	17
2.5 - Adesividade dos Revestimentos.....	29
2.5.1 - Definição de Adesividade.....	29
2.5.1.1 - Tipos de Interface Substrato/Revestimento.....	32
2.5.1.2 - Microestrutura do Revestimento: Morfologia e Tensões Residuais	34
2.5.1.3 - Limpeza, Preparação e Modificação da Superfície do Substrato....	38
2.5.2 - Ensaio para Avaliação da Adesividade Prática de Revestimentos.....	40
2.5.2.1 - Medida da Adesividade.....	40
2.5.2.2 - Métodos Mecânicos.....	41
2.6 - Outros Métodos para Caracterização de Revestimentos.....	49

2.6.1 - Ensaios de Desgaste.....	49
2.6.2 - Ensaio de Impacto em Revestimentos.....	51
2.7 - Superfícies Texturizadas.....	51
2.7.1 - Métodos de Modificação de Substratos de Ferramentas de Corte.....	52
2.7.1.1 - Modificação do Substrato por Jateamento.....	52
2.7.1.2 - Modificação do Substrato por Laser.....	55
III - Procedimentos Experimentais.....	65
3.1 - Aspectos Gerais.....	65
3.2 - Características da Ferramenta de Corte e Material de Usinagem.....	66
3.3 - Modificação Superficial e Deposição dos Revestimentos nas Ferramentas.....	71
3.4 - Pré-Testes para a Escolha da Textura Laser.....	73
3.5 - Ensaios de Vida.....	76
3.6 - Topografia das Ferramentas Texturizadas por Jateamento e Laser	77
3.7 - Ensaios de Caracterização dos Revestimentos.....	78
3.7.1 - Avaliação da Adesividade dos Revestimentos.....	79
3.7.1.1 - Ensaio de Indentação Rockwell.....	79
3.7.1.2 - Ensaio de Risco com Carga Progressiva.....	79
3.7.2 - Ensaio de Desgaste Abrasivo dos Revestimentos.....	81
IV - Resultados e Discussões.....	85
4.1 - Resultado dos Pré-testes para a Escolha da Textura Laser.....	85
4.2 - Ensaios de Vida.....	87
4.2.1 - Influência dos Parâmetros de Corte na Vida das Ferramentas	87
4.2.2 - Influência dos Substratos e dos Revestimentos na Vida das Ferramentas..	96
4.2.3 - Caracterização do Desgaste e Avaria das Ferramentas.....	103
4.3 - Topografia das Ferramentas Texturizadas por Jateamento e Laser	112
4.4 - Avaliação da Adesividade dos Revestimentos.....	128
4.4.1 - Ensaio de Indentação Rockwell.....	128
4.4.2 - Ensaio de Risco com Carga Progressiva.....	138
4.5 - Ensaio de Desgaste Abrasivo dos Revestimentos.....	153
V - Conclusões.....	159

VI - Propostas para Trabalhos Futuros.....	163
VII - Referências Bibliográficas.....	165
ANEXOS.....	185
Anexos I.....	185

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Processo de fresamento de acordo com a trajetória da ferramenta de corte (Sandvik, 2005).....	6
Figura 2.2 - Em (a) Micrografia óptica do ferro fundido vermicular, e em (b) Microscopia eletrônica mostrando a forma espacial da grafita compactada (ASM, 1996 apud Mocellin, 2002).....	7
Figura 2.3 - Fresamento frontal de ferro fundido vermicular (CGI) com baixa e alta perlita tendo como material de referência o ferro fundido cinzento (Schulz e Reuter, 1998).....	12
Figura 2.4 - Vida de ferramentas no fresamento do aço 42CrMo4 com fresas de topo de metal duro com diâmetro de 10 mm revestidas de TiN e TiCN (Knotek et al., 1993).....	20
Figura 2.5 - Desempenho de brocas de metal duro revestidas com diâmetro de 8 mm, $f = 0,15$ mm/rot e $l/d = 3$ na furação do aço 43CrMo4V (Cselle, 1998).....	21
Figura 2.6 - Relação entre a microdureza e a temperatura de alguns revestimentos (Jindal et al., 1999).....	22
Figura 2.7 - Mudança no parâmetro de rede e microdureza dos filmes $(Ti_{1-x}Al_x)N$ com a adição de alumínio (Ikeda e Satoh, 1991; Kimura et al., 2000; PalDey e Deevi, 2003).....	23
Figura 2.8 - Taxa de oxidação dos revestimentos TiC, TiN e TiAlN (Knotek et al., 1988)....	24
Figura 2.9 - Vida relativa dos insertos de metal duro revestidos e sem revestimento no fresamento do aço AISI 4140 (Gu et al., 1999).....	25
Figura 2.10 - Brocas de aço-rápido revestidas de $Al_{1-x}Cr_xN$ ($0 < x < 1$) utilizadas na usinagem do aço X210Cr12 (Reiter et al., 2005).....	27

Figura 2.11 - Desempenho de fresas de metal duro revestidas de TiAlN e AlCrN na usinagem do aço 1040 recozido, com $v_c = 21$ m/min, $a_p = 3$ mm e $v_f = 63$ mm/min, e aplicação de fluido refrigerante (Fox-Rabinovich et al., 2005).....	28
Figura 2.12 - Relação entre microdureza e temperatura nos revestimentos TiAlN e AlCrN (Fox-Rabinovich et al., 2005).....	29
Figura 2.13 - Tipos de interface: 1 - Interface abrupta, 2 - Interface composta, 3 - Interface de difusão e 4 - Interface por travamento mecânico (Ohring, 1992 apud Franco Jr., 2003).....	34
Figura 2.14 - Tipos de falhas do revestimento sob tensão residual (Teixeira, 2001).....	38
Figura 2.15 - Adesividade do revestimento definida de HF1-HF6 através de ensaio de indentação Rockwell C (VDI guidelines 3198, 1991 apud Heinke et al., 1995).....	42
Figura 2.16 - Desenho esquemático dos principais modelos de falhas de coesividade e adesividade de revestimentos duros em ensaios de risco (Burnett e Rickerby, 1987 apud Tavares, 1997).....	44
Figura 2.17 - Padrões típicos de fratura e destacamento do revestimento em ensaios de risco (Larsson et al. 1996 apud Holmberg et al., 2003).....	45
Figura 2.18 - Micrografia do risco na amostra revestida de TiN monocamada, direção do risco da esquerda para a direita, Batista et al. (2002).....	46
Figura 2.19 - Micrografia do risco na amostra duplex (nitretação a plasma + TiN), direção do risco da direita para a esquerda, Batista et al. (2002).....	47
Figura 2.20 - Imagem de MEV mostrando o estilhaçamento do revestimento TiAlN após a passagem do indentador em ensaio de risco com carga progressiva, direção do risco diagonal inferior para superior, Viana (2004).....	47

Figura 2.21 - Ensaio de risco em amostras de aço revestidas de CrN com monitoramento da força tangencial e do sinal de emissão acústica (Choo e Lee, 2000).....	48
Figura 2.22 - Versão de um equipamento utilizado para ensaio de microabrasão (Santos et al., 2004).....	50
Figura 2.23 - Desenho esquemático do ensaio de deslizamento de cilindros em cruz (Berger e Hogmark, 2002).....	50
Figura 2.24 - Comportamento ao desgaste de brocas de metal duro revestidas de TiAlN com e sem tratamento prévio do substrato (Thonshoff e Seegers, 2000 apud Mohlfeld, 2000).....	54
Figura 2.25 - Constituição básica de um laser (Arroyo, 2009).....	56
Figura 2.26 - Aspecto das indentações Rockwell nos substratos de aço-rápido revestidos de TiN - (a) sem texturização a laser e (b) com texturização a laser (Neves et al., 2006).....	60
Figura 2.27 - Morfologia das superfícies dos substratos de metal duro com a variação da intensidade do laser mantendo constante $q_p = 32$ pulsos (Arroyo, 2009).....	62
Figura 2.28 - Morfologia das superfícies dos substratos de metal duro com a variação da quantidade de pulsos do laser mantendo constante $I_0 = 273$ MW/cm ² (Arroyo, 2009).....	62
Figura 2.29 - Impressões das indentações Rockwell C em ferramentas comerciais microjateadas e texturizadas a laser, classes 4030 e 4240 (Arroyo, 2009).....	63
Figura 2.30 - Ensaio de vida das ferramentas microjateadas e laser (Arroyo, 2009).....	64
Figura 3.1 - Metodologia de trabalho conforme os objetivos da tese.....	66
Figura 3.2 - Inserto SEMN 1204 AZ H13A utilizado nos ensaios da tese.....	67

Figura 3.3 - Metalografia do ferro fundido vermicular (classe 450) sem ataque químico.....	68
Figura 3.4 - Metalografia com ataque de Nital 2%: (a) - Grafita nodular e (b) - Grafita vermicular.....	69
Figura 3.5 - Geometria do corpo-de-prova de ferro fundido vermicular (450) utilizado nos pré-testes para escolha da textura laser e ensaios de vida no fresamento frontal.....	70
Figura 3.6 - Esquema de montagem do processo de texturização a laser utilizado (Arroyo, 2009).....	72
Figura 3.7 - Técnica de texturização a laser de um substrato de metal duro (Dumitru et al., 2005).....	72
Figura 3.8 - Aspecto da cratera formada em uma ferramenta de metal duro quando texturizada a laser e posteriormente revestida com TiCN (Dumitru et al., 2005).....	73
Figura 3.9 - Montagem dos pré-testes e ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.....	75
Figura 3.10 - Em (a) Perfilômetro 3D utilizado na análise topográfica, e em (b) detalhe da varredura da superfície de saída de uma ferramenta.....	80
Figura 3.11 - Em (a) macroesclerômetro utilizado no ensaio, e em (b) região de “riscamento” e indentação Rockwell das ferramentas na superfície de saída.....	80
Figura 3.12 - Ilustração de um ensaio de risco e imagem do risco formado após a indentação dinâmica do substrato revestido (CSM-Instrument, 2008).....	81
Figura 3.13 - Princípio de funcionamento do equipamento de microabrasão do tipo esfera livre, Calowear.....	81
Figura 3.14 - Em (a) equipamento Calowear utilizado no ensaio, e em (b) detalhe de montagem do experimento.....	82

Figura 3.15 - Ilustração mostrando a definição dos diâmetros externo (b) e interno (a) da calota de desgaste formada.....	82
Figura 4.1 - Resultados dos pré-testes para a escolha da textura laser.....	85
Figura 4.2 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 1.....	87
Figura 4.3 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 2.....	87
Figura 4.4 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 3.....	88
Figura 4.5 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 4.....	88
Figura 4.6 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 5.....	89
Figura 4.7 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 6.....	89
Figura 4.8 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 7.....	90
Figura 4.9 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 8.....	90
Figura 4.10 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta TiAlN-Futura jateada.....	91
Figura 4.11 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta TiAlN-Futura laser.....	92
Figura 4.12 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Alcrona jateada.....	92

Figura 4.13 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Alcrons laser.....	93
Figura 4.14 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Hélica jateada.....	93
Figura 4.15 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Hélica laser.....	94
Figura 4.16 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 9.....	96
Figura 4.17 - Comportamento a oxidação dos revestimentos AlCrN, TiAlN e TiAlN-nano (Quinto, 2004 e Coelho et al., 2007).....	97
Figura 4.18 - Espectro de EDS tomado na superfície de saída de um inserto revestido de AlCrN-Hélica.....	99
Figura 4.19 - Espectro de EDS tomado na superfície de saída de um inserto revestido de TiAlN-Futura.....	100
Figura 4.20 - Espectro de EDS tomado na superfície de saída de um inserto revestido de AlCrN-Alcrons.....	101
Figura 4.21 - Desgaste de flanco das ferramentas de metal duro com texturas jateada e laser após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 3.....	109
Figura 4.22 - Imagem de MEV-BSD do desgaste de flanco de uma ferramenta com textura laser revestida de TiAlN-Futura após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 7.....	104
Figura 4.23 - Imagem de MEV de uma ferramenta com textura jateada revestida de AlCrN-Hélica após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 7.....	105

Figura 4.24 - Mapeamento com pontos de EDS de uma ferramenta com textura laser revestida de AlCrN-Alcra na após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 7.....	107
Figura 4.25 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 1.....	107
Figura 4.26 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 2.....	108
Figura 4.27 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 3.....	108
Figura 4.28 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 4.....	109
Figura 4.29 - Desgaste de cratera de uma ferramenta AlCrN-Hélica jateada.....	110
Figura 4.30 - Detalhe “A” da trinca da Fig. 4.29 para a ferramenta AlCrN-Hélica jateada.....	110
Figura 4.31 - Substrato de metal duro com textura jateada sem revestimento.....	112
Figura 4.32 - Substrato de metal duro com textura laser sem revestimento.....	113
Figura 4.33 - Desvio aritmético médio da superfície (S_a) das ferramentas texturizadas por jateamento e laser, medido por meio das áreas de varredura A1 e A2.....	113
Figura 4.34 - Desvio quadrático médio da superfície (S_q) das ferramentas texturizadas por jateamento e laser, medido por meio das áreas de varredura A1 e A2.....	114
Figura 4.35 - Altura média das dez maiores distâncias pico-vale (S_z) das ferramentas texturizadas por jateamento e laser, medida por meio das áreas de varredura A1 e A2.....	114
Figura 4.36 - Altura total da superfície (S_t) das ferramentas texturizadas por jateamento e laser, medida por meio das áreas de varredura A1 e A2.....	115
Figura 4.37 - Skewness (S_{sk}) das ferramentas texturizadas por jateamento e laser, medido por meio das áreas de varredura A1 e A2.....	117

Figura 4.38 - Curtose (Sku) das ferramentas texturizadas por jateamento e laser, medida por meio das áreas de varredura A1 e A2.....	117
Figura 4.39 - Estimativa da densidade de picos do substrato texturizado por jateamento sem revestimento, áreas de varredura A1 e A2.....	119
Figura 4.40 - Estimativa da densidade de picos do substrato texturizado a laser sem revestimento, áreas de varredura A1 e A2.....	119
Figura 4.41 - Estimativa da densidade de picos dos substratos jateado e laser após a deposição do revestimento TiAlN-Futura, área de varredura A1.....	120
Figura 4.42 - Estimativa da densidade de picos dos substratos jateado e laser após a deposição do revestimento AlCrN-Alcrona, área de varredura A1.....	120
Figura 4.43 - Estimativa da densidade de picos dos substratos jateado e laser após a deposição do revestimento AlCrN-Hélica, área de varredura A1.....	120
Figura 4.44 - Perfilometria 3D da rugosidade do substrato sem revestimento modificado por jateamento.....	122
Figura 4.45 - Perfilometria 3D da rugosidade do substrato sem revestimento modificado por laser.....	122
Figura 4.46 - Foto simulação por perfilometria 3D da textura superficial dos substratos jateado e laser sem revestimento.....	123
Figura 4.47 - Foto simulação por perfilometria 3D da textura superficial dos substratos jateado e laser revestidos.....	124
Figura 4.48 - Gráfico polar da indicação da textura para o substrato SR-jateada.....	125
Figura 4.49 - Gráfico polar da indicação da textura para o substrato SR-laser.....	126
Figura 4.50 - Área de delaminação dos revestimentos para as ferramentas com textura jateada e laser após indentação estática com cargas de 30, 60 e 100 kgf.....	127

Figura 4.51 - Indentação com carga de 100 kgf para o revestimento AlCrN-Hélica.....	128
Figura 4.52 - Indentação com carga de 100 kgf para o revestimento AlCrN-Alcrons.....	128
Figura 4.53 - Indentação com carga de 100 kgf para o revestimento TiAlN-Futura.....	128
Figura 4.54 - Indentação mecânica com carga de 30 kgf para as ferramentas com textura jateada: (a) - AlCrN-Hélica, (b) - AlCrN-Alcrons e (c) - TiAlN-Futura.....	129
Figura 4.55 - Indentação mecânica com carga de 60 kgf para a ferramenta com textura jateada e revestida de TiAlN-Futura.....	129
Figura 4.56 - Indentação mecânica com carga de 60 kgf para as ferramentas com textura laser: (a) - AlCrN-Hélica, (b) - AlCrN-Alcrons e (c) - TiAlN-Futura.....	130
Figura 4.57 - Microconcavidades formadas pela texturização a laser.....	131
Figura 4.58 - Em (a) microconcavidade formada pela texturização a laser, e em (b) detalhe da microconcavidade apontada em (a).....	132
Figura 4.59 - Difratoograma do substrato modificado por jateamento.....	135
Figura 4.60 - Difratoograma do substrato modificado por laser.....	135
Figura 4.61 - Ensaios de risco para as ferramentas jateada e laser revestidas de AlCrN- Hélica.....	138
Figura 4.62 - Trilha de desgaste para a ferramenta AlCrN-Hélica jateada.....	139
Figura 4.63 - Trilha de desgaste para a ferramenta AlCrN-Hélica laser.....	139
Figura 4.64 - Ensaios de risco para as ferramentas jateada e laser revestidas de AlCrN- Alcrons.....	140
Figura 4.65 - Trilha de desgaste para a ferramenta AlCrN-Alcrons jateada.....	141

Figura 4.66 - Trilha de desgaste para a ferramenta AlCrN-Alcrons laser.....	141
Figura 4.67 - Ensaios de risco para as ferramentas jateada e laser revestidas de TiAlN-Futura.....	142
Figura 4.68 - Trilha de desgaste para a ferramenta TiAlN-Futura jateada.....	143
Figura 4.69 - Trilha de desgaste para a ferramenta TiAlN-Futura laser.....	143
Figura 4.70 - Carga crítica de falha dos revestimentos para as ferramentas com textura jateada e laser.....	144
Figura 4.71 - Falhas do AlCrN-Hélica e AlCrN-Alcrons para as ferramentas jateadas logo no início dos riscos.....	145
Figura 4.72 - Final do risco para as ferramentas revestidas de TiAlN-Futura.....	146
Figura 4.73 - Final do risco para as ferramentas revestidas de AlCrN-Hélica.....	146
Figura 4.74 - Final do risco para as ferramentas revestidas de AlCrN-Alcrons.....	147
Figura 4.75 - Pontos isolados de lascamento do revestimento AlCrN-Hélica antes do final do risco.....	147
Figura 4.76 - Detalhe dos pontos de lascamento do TiAlN-Futura da Fig. 4.72.....	148
Figura 4.77 - Final de um risco de uma ferramenta texturizada a laser revestida de AlCrN-Alcrons.....	149
Figura 4.78 - Detalhe do final do risco mostrado na Fig. 4.77.....	149
Figura 4.79 - Varredura por perfilometria 3D dos riscos formados para as ferramentas jateada e laser revestidas de AlCrN-Hélica.....	150
Figura 4.80 - Varredura por perfilometria 3D dos riscos formados para as ferramentas jateada e laser revestidas de AlCrN-Alcrons.....	150

Figura 4.81 - Varredura por perfilometria 3D dos riscos formados para as ferramentas jateada e laser revestidas de TiAlN-Futura.....	150
Figura 4.82 - Correlação entre o ensaio de indentação Rockwell e os ensaios de vida.....	151
Figura 4.83 - Coeficientes de desgaste dos revestimentos TiAlN-Futura, AlCrN-Alcrona e AlCrN-Hélica para o ensaio de microabrasão.....	152
Figura 4.84 - Correlação entre o coeficiente de desgaste dos revestimentos e os ensaios de vida.....	153
Figura 4.85 - Aspecto do mecanismo de desgaste por rolamento em uma ferramenta jateada revestida de TiAlN-Futura.....	154
Figura 4.86 - Comparação entre as calotas de desgaste das ferramentas TiAlN-Futura jateada e TiAlN-Futura laser.....	155
Figura 4.87 - Detalhe da borda da cratera de desgaste de uma ferramenta TiAlN-Futura laser.....	156

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas e físicas dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular (ASM Handbook, 1996 e Guessser, 1997).....	9
Tabela 2.2 - Mudanças de fase no material conforme intensidade do laser (Duley, 1976 e Ready, 1997 apud Oliveira, 2006).....	58
Tabela 3.1 - Composição química do ferro fundido vermicular (classe 450) (Xavier, 2009).....	67
Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do ferro fundido vermicular (classe 450).....	67
Tabela 3.3 - Caracterização da grafita e da matriz do ferro fundido vermicular (classe 450).....	68
Tabela 3.4 - Condições de texturização das ferramentas nos pré-testes para a escolha da textura laser.....	74
Tabela 3.5 - Variáveis de interesse em dois níveis para o planejamento fatorial 2^3 com ponto central nos ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.....	76
Tabela 3.6 - Matriz das condições de corte para o planejamento fatorial 2^3 com ponto central para os ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.....	76
Tabela 4.1 - Parâmetros de texturização a laser das ferramentas na condição X3.....	85
Tabela 4.2 - Caracterização por EDS dos elementos químicos presentes no revestimento AlCrN-Hélica.....	99

Tabela 4.3 - Caracterização por EDS dos elementos químicos presentes no revestimento TiAlN-Futura.....	101
Tabela 4.4 - Caracterização por EDS dos elementos químicos presentes no revestimento AlCrN-Alcrona.....	101
Tabela 1.1 - Parâmetros de amplitude dos substratos texturizados por jateamento e laser.....	181

LISTA DE SÍMBOLOS

Letras Latinas

Å.....	Ângstron
AB.....	Adesividade Básica
ABNT.....	Associação Brasileira de Normas Técnicas
a_e	Penetração de trabalho (mm)
AE.....	Adesividade Experimental
AISI.....	American Iron and Steel Institute
Al_2O_3	Óxido de Alumínio
AlCrN ou AlCr.....	Nitreto de Cromo Alumínio
AP.....	Adesividade Prática
a_p	Profundidade ou Largura de Corte (mm)
ASM.....	American Society of Metals
ASME.....	American Society of Mechanical Engineers
ASTM.....	American Society for Testing Materials
AT.....	Adesividade Teórica
B_4C	Carboneto de Boro
C.....	Carbono
c	Calor Específico
cfc.....	Cúbico de Corpo Centrado
CGI.....	Compacted Graphite Iron
CH_3CN	Acetonitrila
cm^3	Centímetro Cúbico
CN.....	Carbonitreto
Co.....	Cobalto
CoO	Óxido de Cobalto
Co_3W_3C	Camada “eta”
Cr.....	Cromo
Cr_2O_3	Óxido de Cromo
CrN.....	Nitreto de Cromo
Cu.....	Cobre
CuHBr.....	Hidreto de Cobre e Bromo

CVD.....	Deposição Química de Vapor
d.....	Diâmetro da Ferramenta (mm)
D.....	Distância entre o Ponto Crítico e o Final do Risco (mm)
E.....	Energia do Pulso
EDS.....	Energy Dispersive Spectroscopy
f.....	Frequência de Pulsação
f.....	Avanço (mm/volta)
f _c	Avanço de Corte (mm/volta)
f _e	Avanço Efetivo de Corte (mm/volta)
Fe.....	Ferro
fs.....	femtosssegundos (10 ⁻¹² s)
f _z	Avanço por Dente (mm/volta)
GPa.....	Giga-Pascal
HB.....	Dureza Brinell
hc.....	Hexagonal Compacta
HCl.....	Ácido Clorídrico
HfC.....	Carboneto de Háfio
hi.....	Espessura de corte em um Plano Determinado do Corte (mm)
HNO ₃	Ácido Nítrico
H ₃ PO ₄	Ácido Fosfórico
H ₂ SO ₄	Ácido Sulfúrico
HV.....	Dureza Vickers
Hz.....	Frequência
I ₀	Intensidade, Densidade de Potência ou Irradiância do Laser (W/cm ²)
IS.....	Tensão Interna do Revestimento
ISO.....	International Standard Organization
J.....	Joule
K.....	Condutividade Térmica
k.....	Difusividade Térmica
kgf.....	Kilograma-Força
kHz.....	Kilo-Hertz
kW.....	Kilo-Watt
L _c	Percurso de Corte (mm)
L _C	Carga no Ponto Crítico (N)
L _{c1}	Primeira Carga Crítica (N)

L_{c2}	Segunda Carga Crítica (N)
$L_{MÁX}$	Carga Máxima Adquirida no Final do Ensaio (N)
L_r	Taxa de Carga Indentada Durante o Risco (N/min)
L_e	Percurso Efetivo (mm)
L_f	Percurso de Avanço (mm)
L_F	Calor Latente de Fusão
L_v	Calor Latente de Vaporização
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
mJ	Mili-Joule
mm	Milímetro
mm ²	Milímetro Quadrado
Mn	Manganês
MoS ₂	Bissulfeto de Molibdênio
MPa	Mega-Pascal
MSM	Erro Específico do Método Utilizado para a Medida da Adesividade Prática
MT-CVD	Deposição Química de Vapor a Média Temperatura
N	Newton
N	Nitrogênio
n	Número de Rotações por Minuto (rpm)
nm	Nano-Metro
ns	Nano-Segundos
NaCl	Cloreto de Sódio
NbC	Carboneto de Nióbio
O	Oxigênio
P	Fósforo
P	Potência Média do Laser (W)
PA-CVD	Deposição Química de Vapor por Plasma
PCBN	Nitreto Cúbico de Boro Policristalino
PVD	Deposição Física de Vapor
q_p	Quantidade de Pulsos do Laser
R_{Z-ISO}	Rugosidade Máxima
S	Enxofre
Sa	Desvio Aritmético Médio da Rugosidade da Superfície (μm)
Sb	Estanho
Sds	Número de Picos por Unidade de Área da Superfície

xxx

Si.....	Silício
SiC.....	Carboneto de Silício
Sku.....	Curtose da Distribuição de Amplitudes da Topografia da Superfície
Sn.....	Estanho
Sq.....	Desvio Quadrático Médio da Rugosidade da Superfície (RMS) (μm)
SR.....	Sem Revestimento
Ssk.....	Skewness da Distribuição de Amplitudes da Topografia da Superfície
St.....	Altura Total da Rugosidade da Superfície (μm)
Str.....	Razão da Textura Superficial
Sz.....	Altura Média das Dez Maiores Distâncias Pico-Vale da Rugosidade da Superfície (μm)
TaC.....	Carboneto de Tântalo
Ti.....	Titânio
TiAlN.....	Nitreto de Titânio Alumínio
TiBCN.....	Carbonitreto de Boro Titânio
TiBN.....	Nitreto de Boro Titânio
TiC.....	Carboneto de Titânio
TiCN.....	Carbonitreto de Titânio
TiN.....	Nitreto de Titânio
TiNbN.....	Nitreto de Nióbio Titânio
TiO ₂	Óxido de Titânio
TiVN.....	Nitreto de Vanádio Titânio
TiZrN.....	Nitreto de Zircônio Titânio
VB _{Bmáx}	Desgaste de Flanco Máximo (mm)
V _c	Velocidade de Corte (m/min)
V _e	Velocidade Efetiva de Corte (m/min)
V _f	Velocidade de Avanço (mm/min)
W.....	Watt
W _{AB}	Trabalho de Adesividade
WCC.....	Carboneto de Tungstênio Carbono
WC-Co.....	Carboneto de Tungstênio e Cobalto
Z.....	Número de Dentes da Fresa
ZnS.....	Sulfeto de Zinco
ZrC.....	Carboneto de Zircônio
T _s	Velocidade de Translação do Indentador (mm/min)
Spk.....	Altura Reduzida dos Picos da Superfície (μm)

S_k Rugosidade do Núcleo da Superfície (μm)

S_{vk} Profundidade Reduzida dos Vales da Superfície (μm)

Letras Gregas

π pi

λ Comprimento de Onda (μm)

ρ Densidade (kg/m^3)

ζ Tempo de Pulso (s)

γ_A Energia Livre Específica da Superfície A

γ_B Energia Livre Específica da Superfície B

Viana, R. **Estudo da Caracterização de Ferramentas de Corte Texturizadas a Laser e Revestidas Utilizadas no Fresamento Frontal de Ferro Fundido Vermicular**. 2009. 181f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

RESUMO

A textura de uma superfície é composta de asperidades e depressões normalmente desordenadas. O arranjo ordenado dessas asperidades e depressões pode alterar a funcionalidade de uma peça. Uma técnica utilizada na modificação controlada de uma superfície é a texturização a laser. A texturização a laser é uma técnica recente no tratamento de superfícies, que pode ser utilizada para diversas aplicações. O objetivo deste trabalho é testar essa nova tecnologia, da texturização a laser, em insertos de metal duro da classe ISO K revestidos de TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®], e verificar se o processo de modificação a laser é mais eficiente para o travamento mecânico do revestimento sobre o substrato do que o processo utilizado comercialmente, o jateamento. Para isso, foram realizados ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular classe 450 com o objetivo de comparar o desempenho destas ferramentas, ensaios de indentação Rockwell e risco com carga progressiva com o objetivo de avaliar qualitativa e quantitativamente a adesividade dos revestimentos depositados sobre as ferramentas tratadas por jateamento e laser. Foram realizados também ensaios de desgaste, cujo objetivo foi avaliar o comportamento dos revestimentos depositados sobre os substratos jateado e laser a ação do mecanismo desgaste por microabrasão. Além disso, as topografias das ferramentas texturizadas por jateamento e laser foram investigadas por perfilometria 3D. Os resultados dos ensaios de vida mostraram que em média as ferramentas texturizadas a laser apresentam melhor desempenho do que as ferramentas texturizadas por jateamento para o material usinado nas condições de corte estabelecidas. Já os resultados dos ensaios de adesividade dos revestimentos mostraram uma maior delaminação dos revestimentos depositados sobre as ferramentas texturizadas por jateamento. Os resultados dos ensaios de desgaste mostraram que o revestimento AlCrN-Hélica[®] apresenta um menor coeficiente de desgaste seguido pelo TiAlN-Futura[®] e AlCrN-Alcrona[®]. A avaliação da topografia por perfilometria 3D mostrou que o substrato texturizado por jateamento é mais isotrópico do que o substrato texturizado a laser.

Palavras Chave: Texturização a laser. Metal duro. Revestimento. Fresamento. Adesividade. Microabrasão. Topografia.

Viana, R. **Study of Laser Textured and Coated Cutting Tools Used in Face Milling of Compacted Graphite Cast Iron**. 2009. 181p. Ph.D. Thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia.

ABSTRACT

The controlled alteration of a surface can improve the performance of a mechanical part. The texture is the digital impression of a surface composed of hills and cavities, normally disordered distributed. When this texture is uniform and regularly distributed on a surface, it can modify significantly the functionality of a component. A technique used to uniformly modify a surface is the laser texture. The laser beam raises the temperature and promotes microstructural surface changes locally that can be beneficial to the component quality. The laser technique is relatively new, very versatile and it can be employed in several applications. In the present work a laser beam is used to clean and texture cutting tool's surfaces. The aim is to test this new technology after laser texturing cemented carbide inserts of the ISO grade K coated with TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] and AlCrN-Hélica[®]. The performance of these laser textured tools were confronted with the microblasted tools which is the commercial technique ordinarily used. Tool life test in face milling of compacted graphite cast iron - CGI (grade 450) were carried and the adhesivity of the coated layers on the substrates of the tools were characterized by Rockwell indentation, scratch tests with progressive load and wear test (calowear). In addition to that the topographies of the laser and microblasting textures were investigated by 3D perfilometry device. The tool life results showed that the laser texture tool outperformed the microblasting commercial tools under the cutting conditions tested. The adhesivity test results showed larger delamination on the microblasted tools than the laser textured tools. In the calowear tests the AlCrN-Hélica[®] presented the smallest wear coefficient followed by the TiAlN-Futura[®] and AlCrN-Alcrona[®] and on average the coefficients of the laser textured tools were lower than the microblasted tools. The topography obtained by 3D perfilometry showed that the substrate of the microblasting textured tools is more isotropic than the substrate of the laser textured tools.

Keywords: Laser texturing. Cemented carbide. Coating. Milling. Adhesivity. Calowear. Topography.

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Em geral, os revestimentos cerâmicos compostos por nitretos ou carbonetos de metais de transição, tais como, TiC (carboneto de titânio), TiN (nitreto de titânio), TiCN (carbonitreto de titânio) e TiAlN (nitreto de titânio alumínio), propiciam proteção ao desgaste, resistência ao calor, à corrosão, boa adesão ao substrato, exibem elevada dureza e são aplicados em componentes mecânicos, ferramentas de corte, bem como em revestimentos ópticos e decorativos (Suh et al., 2003).

Em virtude da grande aplicabilidade industrial dos revestimentos, há uma necessidade crescente em compreender as propriedades fundamentais desses filmes finos e como eles agem na proteção de uma superfície. O estudo dos revestimentos tem um aspecto multidisciplinar, pois envolve o conhecimento de suas propriedades químicas, físicas e tribológicas (Santos, 2002).

A diferença no desempenho de ferramentas de corte revestidas e ferramentas sem revestimentos é resultado da interação entre suas propriedades, que, modifica a região de interface cavaco-ferramenta, melhorando o desempenho da ferramenta revestida.

Na necessidade de entender como os revestimentos modificam o desempenho das ferramentas de corte é importante que o revestimento seja analisado tanto em ensaios de usinagem, quanto em ensaios que possam caracterizar sua morfologia, sua microestrutura e principalmente sua adesividade sobre o substrato.

A atuação do revestimento depositado sobre a superfície da ferramenta, suportando mudanças constantes nas solicitações mecânicas e térmicas do processo de usinagem, dependerá, sobretudo, de uma boa adesividade do filme sobre o substrato.

Uma adesividade adequada do revestimento é muito importante, pois a ferramenta com adesividade insuficiente do revestimento pode se comportar pior que aquela sem revestimento. A formação de partículas duras e abrasivas, resultantes da destruição

prematura do revestimento, acelera o desgaste das superfícies que estão em contato (Neves et al., 2006).

A partir desta propriedade advém à importância de se ter novos processos de deposição disponíveis, um melhor controle do processo de deposição, das fontes de suprimentos dos materiais que constituem o revestimento, materiais de substrato com propriedades que ofereçam menor discrepância com as propriedades do revestimento e mesmo técnicas que possam modificar fisicamente o substrato sem alterar significativamente suas propriedades mecânicas para melhorar a adesividade na interface substrato/revestimento.

O desenvolvimento de substratos de ferramentas com propriedades compatíveis com as propriedades do revestimento pode ser uma boa alternativa para melhorar a adesividade do revestimento sobre o substrato. Mas deve-se atentar, por exemplo, ao fato de que um aumento de dureza do substrato para se aproximar da dureza do revestimento, obtendo-se assim menor discrepância entre essas propriedades, pode ocasionar um efeito um tanto indesejável ao substrato que é a diminuição de sua tenacidade (Leyland e Matthews, 2000). Isso pode ser indesejável nas ferramentas de corte para usinagem, principalmente no corte intermitente em que as ferramentas estão sujeitas constantemente aos impactos na peça e solicitações de compressão e tração ao entrarem e saírem da peça, respectivamente.

Uma boa opção para aproximar as propriedades do substrato da ferramenta e do revestimento, sem causar prejuízo à tenacidade da ferramenta, é modificar as propriedades do substrato, somente em regiões próximas a interface com o revestimento (Sun et al., 1995).

Dentro deste contexto um meio atualmente difundido é a texturização a laser da superfície. Nos últimos anos, a texturização a laser tem se apresentado como uma opção competitiva na alteração da textura superficial prévia da superfície (Low et al., 2001). Exemplos estão presentes na indústria aeronáutica, que tem empregado essa técnica em componentes de turbina (palhetas), na câmara de combustão (Corfe, 1983), e em microtecnologia, em que os problemas de lubrificação permanente de componentes miniaturizados, devido à mínima quantidade de lubrificante e à dificuldade de confiná-lo nas superfícies em contato, constituem um desafio (Blatter et al., 1999 e Watanabe et al., 2000).

Nos processos de usinagem, a texturização a laser pode ser utilizada para a melhoria das propriedades de adesividade de revestimentos duros sobre superfícies de ferramentas de usinagem. Na texturização, um laser de pulsos curtos e de alta taxa de repetição provoca uma texturização advinda da formação de poças líquidas. Após a solidificação dessas poças, ocorre a formação de nanoestruturas que permitem uma melhor ancoragem do revestimento. A interação do laser com o material é influenciada por fatores como natureza do substrato, composição e estrutura da superfície, energia, frequência e largura do pulso

laser, e interação com a atmosfera. Neste processo pode ocorrer a limpeza e a texturização simultâneas do substrato que recebe uma quantidade de energia adicional para refundir superficialmente. Macroscopicamente, a rugosidade da superfície aumenta, em geral devido à formação de crateras oriundas da fusão e ablação do material (Neves et al., 2006), o que provavelmente pode colaborar para aumentar a adesividade do revestimento.

Esta maneira de modificar a textura do substrato de ferramentas de corte através de feixes de laser para melhorar a adesividade de revestimentos é relativamente nova na usinagem. Este assunto carece ainda de muitas investigações visto que são poucos os trabalhos publicados na área. Pelo seu potencial observa-se que é uma alternativa muito promissora para melhorar a adesividade de revestimentos em ferramentas de corte.

Assim, a principal justificativa para realização deste trabalho é contribuir com novas investigações e fornecer dados que darão suportes técnicos na viabilização da utilização desta nova tecnologia em ferramentas de corte, e assim contribuir para otimização das condições de usinagem.

Os objetivos propostos para esta tese podem ser definidos da seguinte maneira:

1.1 - Objetivo Geral

Estudo da caracterização de ferramentas de corte texturizadas a laser e revestidas utilizadas no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.

1.2 - Objetivos Específicos

Os objetivos específicos deste trabalho são os seguintes:

- Avaliar e comparar por meio de ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular o desempenho de ferramentas de metal duro da classe ISO K texturizadas a laser e revestidas com ferramentas de metal duro da classe ISO K texturizadas por jateamento e revestidas. Os revestimentos utilizados nos dois substratos são: TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®];
- Analisar a topografia das ferramentas texturizadas por jateamento e laser através de perfilometria 3D, e;

- Investigar a influência das texturizações por jateamento e laser na adesividade, e resistência ao desgaste abrasivo dos revestimentos TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®].

A escolha do fresamento e do material de usinagem, ferro fundido vermicular classe 450, partiu do preceito de se utilizar um processo de corte que fosse o mais severo para as ferramentas, e um material de difícil usinabilidade, além do que, os corpos de prova fornecidos pela TUPY S.A. apresentam uma geometria que provoca um fresamento duplo interrompido, que torna o processo de usinagem ainda mais severo, acelerando, assim, o desgaste da ferramenta.

A apresentação deste trabalho tem sequência no capítulo 2 com uma revisão bibliográfica, a qual enfoca o processo de fresamento, o material de usinagem - ferro fundido vermicular, revestimentos para ferramentas de corte, adesividade dos revestimentos, outros métodos para caracterização de revestimentos e superfícies texturizadas. No capítulo 3 são descritos os procedimentos adotados para a realização dos experimentos. No capítulo 4 são mostrados e analisados os resultados obtidos nos experimentos descritos no capítulo 3. No capítulo 5 são apresentadas as conclusões do trabalho e no capítulo 6 as sugestões para trabalhos futuros. Em seguida no capítulo 7 são apresentadas as referências bibliográficas utilizadas neste trabalho.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aspectos Gerais

A revisão bibliográfica descrita a seguir será concentrada nos seguintes itens:

- 2.2. Processo de Fresamento
- 2.3. Ferro Fundido Vermicular
- 2.4. Revestimentos para Ferramentas de Corte
- 2.5. Adesividade dos Revestimentos
- 2.6. Texturização de Superfícies

2.2. Processo de Fresamento

O processo de fresamento pode ser definido como um movimento de corte orientado numa direção entre a rotação da ferramenta, geralmente, multi-cortante e o avanço da peça de trabalho. Porém, com as inovações atuais desta operação, o movimento da ferramenta contra a peça de trabalho passou a ser realizado praticamente em qualquer direção, uma vez que a peça e a ferramenta de corte se movem em mais de uma direção de maneiras independentes (Sandvik, 2005).

O fresamento moderno é um método de usinagem universal. Durante os últimos anos, o processo de fresamento evoluiu lado a lado com o desenvolvimento das máquinas-ferramentas, para um método que envolve uma imensa variedade de configurações. Atualmente, a escolha de métodos em máquinas multifuso já não é mais direta - além de todas as aplicações convencionais, o fresamento é uma interessante alternativa para quem precisa fazer furos, abrir cavidades, usinar superfícies que se costumava torneear, fazer roscas, etc. O desenvolvimento de ferramentas também tem contribuído com as novas possibilidades, juntamente com os ganhos de produtividade, confiabilidade e a constante

qualidade que se tem conseguido com a tecnologia de pastilhas intercambiáveis e de fresas inteiriças de metal duro (Sandvik, 2005).

A Figura 2.1 apresenta os principais tipos de fresamento moderno de acordo com a trajetória da ferramenta de corte, assim classificados (Sandvik, 2005):

- | | |
|--------------------------------|----------------------------------|
| 1 - Faceamento | 8 - Cortes |
| 2 - Fresamento de cantos a 90° | 9 - Fresamento com altos avanços |
| 3 - Fresamento de perfis | 10 - Fresamento de mergulho |
| 4 - Fresamento de cavidades | 11 - Fresamento em rampa |
| 5 - Fresamento de canais | 12 - Interpolação helicoidal |
| 6 - Tornofresamento | 13 - Interpolação circular |
| 7 - Fresamento de roscas | 14 - Fresamento trocoidal |

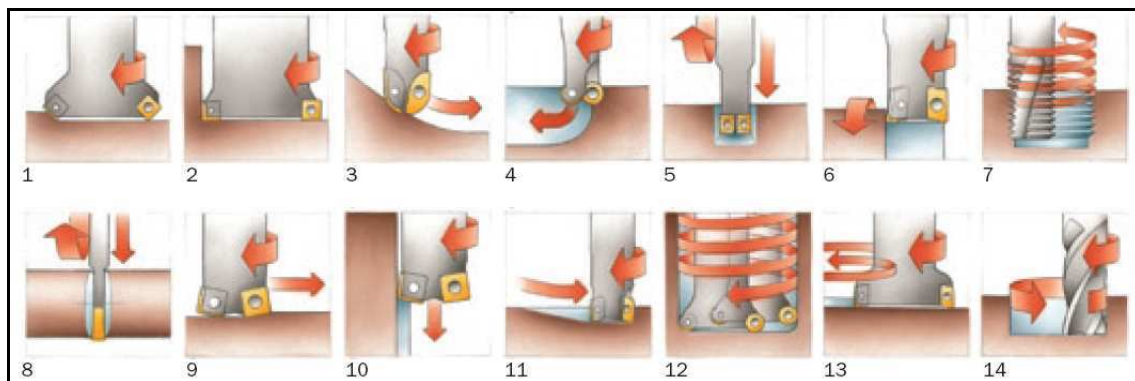


Figura 2.1 - Processo de fresamento de acordo com a trajetória da ferramenta de corte (Sandvik, 2005).

O fresamento possui uma grande variação não só nos tipos de operações que podem ser executadas, mas também nas máquinas, principalmente na posição do cabeçote, geometria das ferramentas e no tipo de material que pode ser usinado. É um processo influenciado consideravelmente pela condição de trabalho do equipamento e de seus componentes, e requer consciência do operador sobre as limitações do processo (Sandvik, 1994).

A ferramenta no fresamento, denominada fresa, apresenta várias arestas de corte onde cada extremidade remove uma pequena quantidade de material a cada revolução e avanço. As vantagens do fresamento são a alta eficiência de usinagem e produtividade, o bom acabamento superficial da peça, acuracidade e flexibilidade na geração de peças com formas complexas (Sandvik, 1994). O projeto de uma fresa é fortemente influenciado pelo

problema de adesão dos cavacos (Trent e Wright, 2000), que apresentam espessura variável ao longo da penetração de trabalho da ferramenta na peça.

Uma característica importante de todas as operações de fresamento é que a ação de cada aresta de corte é intermitente, ou seja, cada dente entra e sai da peça de trabalho em cada revolução da fresa. Cada dente usina menos que a metade de uma revolução completa da fresa, e às vezes somente uma parte muito pequena do ciclo ativo de usinagem. Cada aresta está sujeita a impactos periódicos com a peça de trabalho. Assim, são acentuadas as tensões mecânicas e a geração de calor durante a parte ativa do ciclo, seguido por um período inativo do ciclo de usinagem sem tensões mecânicas e que possibilita o resfriamento da ferramenta. Frequentemente, os tempos de usinagem são por uma pequena fração de segundo e são várias vezes repetidos num segundo, envolvendo fadiga térmica e mecânica da ferramenta (Trent e Wright, 2000).

2.3. Ferro Fundido Vermicular

O ferro fundido vermicular, em inglês *Compacted Graphite Iron - CGI*, é conhecido desde a década de 1940, quando Morrogh em 1949, ao produzir ferro fundido nodular pela adição de cério e magnésio, obteve uma microestrutura descrita por ele como "quasi-flake" (quase lamelas) no material (Sergeant, 1978 apud Xavier, 2003). A Figura 2.2 mostra a micrografia e a forma da grafita no ferro fundido vermicular.

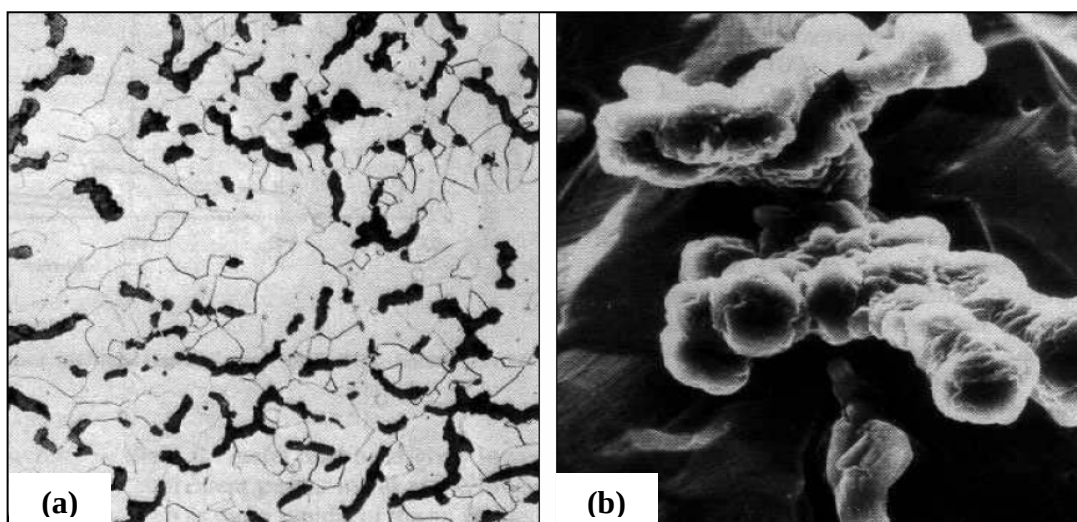


Figura 2.2 - Em (a) Micrografia óptica do ferro fundido vermicular, e em (b) Microscopia eletrônica mostrando a forma espacial da grafita compactada (ASM, 1996 apud Mocellin, 2002).

O ferro fundido vermicular é um material que possui resistência mecânica e ductilidade mais elevadas do que o ferro fundido cinzento, e melhor condutividade térmica e propriedades de amortecimento do que o ferro fundido nodular, o que o torna bastante habilitado para certas aplicações em engenharia, como na confecção da nova geração de motores diesel de alta potência (Cooper e Loper, 1987 e Dawson e Schroeder, 2004).

Devido a sua maior resistência mecânica, comparada ao ferro fundido cinzento, ele permite um aumento na pressão dentro dos cilindros, e logo, uma melhor economia de combustível e uma potência de saída mais elevada (Reuter et al., 1999 e McDonald e Dawson, 1999).

2.3.1. Propriedades do Ferro Fundido Vermicular

O ferro fundido vermicular característico não apresenta nenhuma diferença relevante dos ferros fundidos cinzento e nodular, em relação a sua composição química. Cada um contém cerca de 94% de ferro (Fe), 3% de carbono (C), 2,5% de silício (Si) e o restante é dividido entre elementos de liga e residuais (Dawson, 1993).

Os tipos de morfologia das grafitas dos ferros fundidos, vermicular, cinzento e nodular é que conferem propriedades físicas e mecânicas distintas a cada uma delas.

O ferro fundido cinzento possui grafitas na forma de lamelas, com cantos agudos e superfícies lisas. As grafitas lamelares do ferro fundido cinzento são interconectadas e sem orientação preferencial, formando uma rede quase contínua. Essas grafitas possuem alta condutividade térmica, característica que é repassada em parte ao material, e devido as suas orientações neste, proporcionam uma excelente capacidade de amortecimento de vibrações (Marquard et al., 1998).

Porém, os cantos agudos das grafitas do ferro fundido cinzento causam descontinuidades na matriz agindo como pontos de concentração de tensões e planos de propagação de trincas o que pode resultar numa redução da resistência mecânica, da ductilidade e da tenacidade do material (Marquard et al., 1998).

As grafitas do ferro fundido nodular se apresentam na forma de nódulos, não gerando descontinuidades na matriz, o que ocasiona menor concentração de tensões. Esta disposição das grafitas confere ao material um aumento da sua resistência mecânica, ductilidade e tenacidade, maior que o encontrado no ferro fundido cinzento. Entretanto, como as grafitas nodulares não estão interconectadas a liga apresenta menor condutividade térmica, menor capacidade de amortecimento e pior usinabilidade quando comparado com os ferros fundidos cinzento e vermicular (Dawson, 1993).

O ferro fundido vermicular apresenta grafitas com lamelas espessas com cantos arredondados, interconectadas e com superfície áspera e irregular, vindo daí o nome

vermicular (Dawson, 1993). A presença de cantos arredondados não age mais como pontos de concentração de tensões e a grafita interconectada propicia uma taxa maior de transferência de calor e dissipação de vibrações que o nodular. Portanto, esta forma de grafita é responsável pela liga possuir boas características de resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga térmica, amortecimento e condutividade térmica intermediária aos ferros fundidos cinzento e nodular, conforme Tab. 2.1.

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas e físicas dos ferros fundidos cinzento, vermicular e nodular (ASM Handbook, 1996 e Guesser, 1997).

Propriedade	Ferro Fundido Cinzento	Ferro Fundido Vermicular	Ferro Fundido Nodular
Resistência à Tração - [MPa]	235	500	650
Módulo de Elasticidade - [GPa]	110	140	165
Resistência à Fadiga - [MPa]	100	205	265
Condutividade Térmica - [W/(m.K)]	48	35	28
Dureza - [HB]	200	225	270
Limite de Escoamento 0,2 %	160	380	425

O ferro fundido vermicular sempre contém alguma grafita nodular. Componentes como coletores de escape podem ser produzidos com até 50% de grafita nodular, sem prejuízo para a fundibilidade ou desempenho. No caso de blocos e cabeçotes de motores, entretanto, a complexidade geométrica e a necessidade de uma alimentação perfeita (ausência de defeitos de contração, na forma de porosidades internas ou rebaixamento da superfície), combinadas com as severas solicitações térmicas e mecânicas, exigem que a microestrutura contenha no máximo 20% de grafita na forma nodular. Já a grafita lamelar não é tolerada na composição do ferro fundido vermicular, pois mesmo em quantidades mínimas, podem causar quedas de até 30% na resistência do material (Guesser, 2002).

A produção seriada de peças de ferro fundido vermicular tem que evitar a formação de grafita lamelar, e ainda garantir a otimização de fundibilidade, usinabilidade e condutividade térmica do material, propriedades associadas a baixas quantidades de grafita nodular (Guesser, 2002).

Inicialmente para se produzir peças de ferro fundido vermicular, adicionava-se titânio, com teores entre 0,10% e 0,15%, em combinação com o magnésio na liga (Mocellin et al., 2004). A função do titânio é evitar a formação da grafita com morfologia nodular, enquanto que o magnésio impede o crescimento de grafita lamelar (Guesser, 2002). Entretanto, a adição de titânio causará a precipitação de carbonetos e carbonitreto na liga, com elevada dureza, o que dificulta no processo de usinagem das peças, caso dos blocos de motor e

cabeçotes. Assim, foi necessário desenvolver um novo processo para a fabricação seriada de blocos de motor e cabeçotes (Dawson, 1994 e Guessser, 2002).

Atualmente o processo utilizado para produzir o ferro fundido vermicular leva em consideração um controle mais preciso do comportamento do metal líquido antes do vazamento das peças. O controle do processo *SinterCast*[®], utilizado pela Tupy S.A. na produção de blocos e cabeçotes de ferro fundido vermicular, é baseado na análise térmica durante a solidificação da liga após o tratamento inicial com magnésio. A adição inicial de magnésio é intencionalmente baixa, numa faixa bastante estreita, entre 0,010% e 0,012% (Mocellin et al., 2004), de maneira que a análise térmica sempre determina a quantidade adicional de tratamento necessário para chegar à formação da grafita compactada (Guessser, 2002).

Resumidamente, o processo atual para produzir blocos de motor e cabeçotes de ferro fundido vermicular, leva em consideração um controle térmico rigoroso durante a solidificação da liga, da quantidade inicial e manutenção do magnésio adicionado, e a supressão de titânio.

O controle do processo de produção de peças em ferro fundido vermicular é muito importante, já que as diferentes morfologias da grafita que podem surgir na liga, determinam suas propriedades e usinabilidade, principalmente na usinagem de blocos de motor e cabeçotes.

2.3.2. Usinagem do Ferro Fundido Vermicular

A formação do cavaco no ferro fundido é influenciada pela morfologia da grafita, que possui baixa resistência mecânica e gera descontinuidades na matriz, contribuindo favoravelmente para o processo de remoção de material da peça (Cohen et al., 2000).

A morfologia da grafita do ferro fundido cinzento, com suas lamelas com cantos agudos e interconectadas, contribui para a concentração de tensões nas suas extremidades e propagação de trincas, e conseqüentemente, a remoção de material da peça ocorre com um menor esforço de corte. Porém, o material é “arrancado” da peça provocando um aumento na rugosidade (Cohen et al., 2000).

Nos ferros fundidos nodulares a grafita na forma de nódulos proporciona uma maior deformação plástica e menos “arrancamento” de material do que no ferro fundido cinzento (Cohen et al., 2000).

O cavaco formado no ferro fundido vermicular é do tipo serrilhado, com característica dúctil do ferro fundido nodular e frágil do ferro fundido cinzento (Reuter et al., 1999).

A usinagem do ferro fundido vermicular, assim como do ferro fundido cinzento, inicia-se com uma trinca formada no plano da grafita, que possui uma resistência menor aos esforços

de corte. Todavia, como as arestas das lamelas das grafitas do ferro fundido vermicular são arredondadas, a sua usinagem requer maiores esforços de corte do que no ferro fundido cinzento (Xavier, 2003).

Quando se compara a usinabilidade dos ferros fundidos vermicular e cinzento, dois fatores são de fundamental importância: a elevada resistência mecânica do ferro fundido vermicular, que ocasiona elevadas forças de usinagem, e a ausência de sulfeto de manganês em sua microestrutura, presente no ferro fundido cinzento, que se deposita sobre a ferramenta de corte durante a usinagem garantindo uma ação lubrificante local (Doré, 2006).

Além da morfologia, tamanho e distribuição da grafita na matriz, os efeitos provocados pelo tipo e proporção da perlita no material, presença de elementos químicos (Sb, Mn, Si, S, Ti e Cr) e de inclusões, também afetam diretamente a usinabilidade do ferro fundido vermicular (Dawson et al., 1999).

A Figura 2.3 compara a usinabilidade do ferro fundido cinzento com ferros fundidos vermiculares com baixa perlita (CGI~60 % de perlita) e com alta perlita (CGI~90 % de perlita) no fresamento frontal. Na figura observa-se que para velocidades de corte de 150-250 m/min, a vida útil das ferramentas de metal duro utilizadas na usinagem dos ferros fundidos vermiculares é de aproximadamente 1,5-7 vezes menor do que na usinagem de ferro fundido cinzento. Similarmente, para velocidades de corte de 400-800 m/min, a vida útil das ferramentas de PCBN e cerâmica utilizadas na usinagem dos ferros fundidos vermiculares é de aproximadamente 1,5-9 vezes menor do que na usinagem de ferro fundido cinzento. Nestas circunstâncias, a diferença na vida das ferramentas, na usinagem de ferro fundido cinzento e ferros fundidos vermiculares, geralmente, depende do aumento das propriedades mecânicas do material da peça (Abele et al., 2002).

Contudo, a diferença mais significativa entre a usinabilidade dos ferros fundidos cinzento e vermicular está nas operações de corte contínuo, como torneamento ou mandrilamento, em elevadas velocidades de corte, acima de 700 m/min. Sob estas condições, ferramentas de cerâmica e PCBN utilizadas na usinagem de ferro fundido vermicular apresentam uma vida útil 20 vezes menor do que na usinagem de ferro fundido cinzento (Pretorius e Toomey, 2007). Presumidamente, essa diferença no desempenho das ferramentas para operações de corte contínuo, em elevadas velocidades, ocorre devido ao crescimento e densificação de uma camada protetiva de MnS nas ferramentas que usinam ferro fundido cinzento, o que não acontece na usinagem de ferro fundido vermicular (Abele et al., 2002).

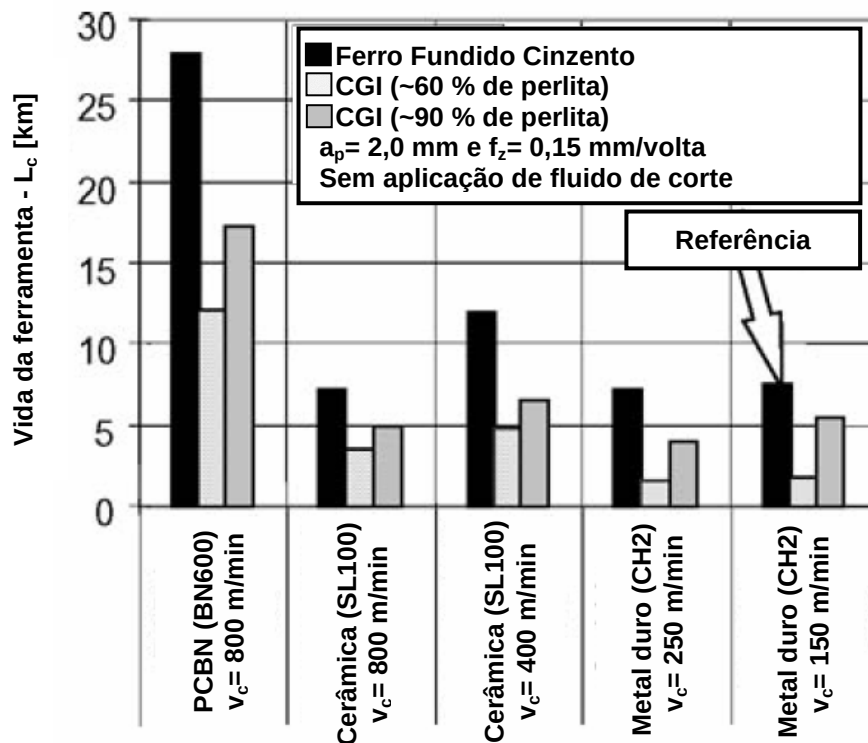


Figura 2.3 - Fresamento frontal de ferro fundido vermicular (CGI) com baixa e alta perlita tendo como material de referência o ferro fundido cinzento (Schulz e Reuter, 1998).

2.4. Revestimentos para Ferramentas de Corte

2.4.1. Histórico

As primeiras pesquisas no desenvolvimento de revestimentos para ferramentas de corte estão ligadas à evolução das ferramentas de metal duro. A utilização de camadas de revestimentos cerâmicos contribuíram para o desenvolvimento de ferramentas com maior dureza na superfície, possibilitando um aumento na resistência ao desgaste, e ao mesmo tempo mantendo a tenacidade do núcleo. Além do mais, as técnicas de deposição utilizadas envolviam altas temperaturas, as quais poderiam ser suportadas por materiais como o metal duro.

Apesar da grande evolução da usinagem, possibilitada pelo uso do metal duro como material de ferramenta, algumas limitações foram observadas no início de sua aplicação. Como na usinagem de aço, em que a ferramenta apresentava acentuada tendência à formação do desgaste de cratera, resultado da interação química entre o WC-Co (Carboneto de tungstênio e cobalto) e o material da peça. Para solucionar este problema adicionou-se ao metal duro carbonetos cúbicos de TiC, TaC (carboneto de tântalo) e/ou NbC (carboneto de nióbio), mas concomitantemente houve a diminuição da tenacidade das ferramentas (Hunt e Santhanam, 1990). Essa diminuição na tenacidade tornou as ferramentas mais

propensas a falharem por lascamentos ou quebras prematuras. As pesquisas para melhorar a integridade da ferramenta de metal duro seguiram vários caminhos, dentre eles a possibilidade de refinar ainda mais os grãos dos constituintes do metal duro e a deposição de revestimentos superficiais na ferramenta.

De acordo com Hunt e Santhanam (1990) as primeiras ferramentas experimentais revestidas, foram lâminas de pastilhas de metal duro consistindo de uma liga a base de WC-Co com uma camada sinterizada de TiC. O desenvolvimento desta tecnologia possibilitou tanto o aumento das velocidades de corte na usinagem de metais quanto a redução do desgaste de cratera na ferramenta. No processo de torneamento as ferramentas revestidas por TiC atingiam níveis de produtividade de duas a três vezes maior do que as ferramentas sem revestimento. Já no fresamento as ferramentas revestidas com TiC apresentavam desempenho insatisfatório. A princípio, essa diferença no desempenho foi justificada pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica do substrato e do revestimento, apesar de não terem sido apresentadas evidências suficientes para garantir que as propriedades térmicas seriam as responsáveis pela falha catastrófica da ferramenta. Em investigações posteriores, notou-se que durante a deposição de TiC formava-se uma camada de uma fase denominada “eta”, ou seja, $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ na interface substrato/revestimento com espessura aproximadamente igual à da camada de revestimento. Neste caso, a falha da ferramenta ocorria devido à alta fragilidade dessa camada (Hunt e Santhanam, 1990). Outros revestimentos também foram testados como o HfC (carboneto de háfnio), que apresentou melhor desempenho quando comparado com as ferramentas revestidas com TiC, ZrC (carboneto de zircônio), TaC e NbC (Suh, 1976).

Todos estes testes ainda eram experimentais, pois parece que o uso comercial de ferramentas revestidas coincide com uma patente desenvolvida pela Sandvik utilizando-se como revestimento carboneto de titânio em 1969 (Ekmar, 1970). Tais ferramentas apresentaram alta resistência aos desgastes abrasivo e adesivo, oxidação e deformação plástica (Lee e Richman, 1974).

De acordo com Nakamura e Inagawa (1975) citando Muenster et al. (1964), o trabalho da Sandvik foi instigado pelo trabalho de relojoeiros suíços que tentaram prolongar a vida de relógios revestindo as partes móveis com materiais duros na década de 1930.

Dentre os principais revestimentos utilizados no início dessas pesquisas tem-se: Carboneto de Titânio (TiC), Óxido de Alumínio (Al_2O_3), Nitreto de Titânio (TiN), Camada dupla de TiC e TiN, Carboneto de Háfnio (HfC), Carbonetos de todos os metais do grupo IV-B e V-B da tabela periódica além do Oxicarboneto de Titânio (Suh, 1976; Hunt e Santhanam, 1990).

Existe uma concepção geral de que estes materiais apresentam uma boa dureza e uma boa resistência ao desgaste devido as suas relativas inércias químicas e estabilidade a alta temperatura. Alguns destes materiais formam ligações mecânicas com a superfície em lugar de ligações químicas, devido a suas inerentes propriedades químicas. Estas ligações mecânicas são fracas e, por essa razão, as ligações tornam-se um problema para muitas ferramentas revestidas. Outro problema inerente é a perda de tenacidade quando as ferramentas de metal duro são revestidas com uma camada de carboneto (Suh, 1976).

Com o desenvolvimento e as inovações nos processos de deposição de revestimento nas décadas de 1970 e 1980 foi possível resolver os problemas apresentados pelas ferramentas, além de aumentar ainda mais a produtividade e melhorar a qualidade da superfície das peças usinadas.

Os processos de aplicação de revestimentos foram essenciais na evolução das ferramentas revestidas e, conseqüentemente, no ganho de produtividade da indústria metal-mecânica. A seguir, apresenta-se uma descrição breve sobre as principais técnicas de revestimento.

2.4.2. Técnicas de Revestimento de Ferramentas de Corte

Com o aumento da produtividade no atual mercado da indústria metal-mecânica é constante a exigência de novas pesquisas e o desenvolvimento de novas máquinas e, em especial, do ferramental associado a estas máquinas.

Mais do que nunca se tem investigado cautelosamente o desempenho de ferramentas de corte com o intuito de estender potencialmente sua vida e melhorar a qualidade da peça usinada.

Na busca de novas ferramentas tem-se focado bastante 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).

Atualmente 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).

2.4.3. Revestimento pelo 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, 1992):

- 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 a corrosão;
- Partes monolíticas, pós-ultrafinos e fibras de alta-resistência.

O processo CVD pode apresentar variações como a deposição a médias temperaturas que variam de 750-900°C (MT-CVD) e a deposição assistida por plasma (PA-CVD) que opera a temperaturas menores do que o CVD térmico entre 300 e 700 °C (Bhat, 1989).

No MT-CVD a deposição é realizada a partir da acetonitrila (CH_3CN) em temperaturas médias, possibilitando pouca formação ou até mesmo eliminação da camada “eta”. Já no processo PA-CVD utiliza-se um gás de argônio ionizado em conjunto, por exemplo, com $\text{TiCl}_4/\text{CH}_4/\text{N}_2/\text{H}_2$ com descarga pulsada com o objetivo de catalisar a reação. Comparado com o processo convencional de CVD térmico, o processo PA-CVD apresenta algumas vantagens, como as baixas temperaturas de deposição, boa uniformidade na espessura do revestimento sem a necessidade de rotacionar as ferramentas durante o processo de deposição e a alta taxa de deposição de material. No processo PA-CVD consegue-se até mesmo temperaturas na faixa de 400-500°C, adequado para revestimento de ferramentas de aço-rápido (Sjöstrand e Thelin, 1986).

O desempenho das ferramentas revestidas por CVD foi melhorado ao longo dos anos através de inovações metalúrgicas e evolução do processo. Assim, foi possível a obtenção de uma melhor aderência dos revestimentos, morfologia mais consistente e uma microestrutura com mínima formação da camada “eta” e porosidade (Hunt e Santhanam, 1990).

2.4.4. Revestimento pelo 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 (Teeter, 1994).

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 (Teeter, 1994):

- 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.

A estrutura do revestimento e os processos de deposição PVD produzem características desejáveis, como (Greene, 1994):

- revestimentos com granulometria mais fina, tamanho de grão muito fino;
- filmes “macios” 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 é alcançado 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, o que proporciona a prevenção da formação da camada “eta”. 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.

Ferramentas revestidas pelo processo CVD/PVD combinam a excelente adesão do revestimento ao substrato e de resistência ao desgaste dada pelo processo CVD com um revestimento PVD formado por grãos finos, excelente dureza, livre de trincas e com tensões residuais de compressão. Os efeitos sinérgicos desta combinação contribuem para o excelente desempenho de ferramentas utilizadas no corte interrompido, tal como no fresamento de aços de baixo e médio carbono, e ligas (Santhanam et al., 1993).

2.4.5. Características dos 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.

2.4.5.1. Revestimentos a Base de Nitretos

Os revestimentos à base de nitretos são seguramente os mais utilizados atualmente no revestimento de ferramentas de corte. Provavelmente a grande exploração dos nitretos como revestimentos aconteceu com o surgimento do nitreto de titânio (TiN), que foi um dos primeiros nitretos utilizados comercialmente em ferramentas de corte depositado pelo processo CVD na década de 1960.

Nas últimas décadas a aplicação do TiN cresceu ainda mais, já que com o surgimento do processo de deposição por PVD uma gama maior de substratos puderam ser atendidos. Um exemplo clássico foi a possibilidade de revestir o aço-rápido com TiN, e assim possibilitar o aumento na vida da ferramenta. O TiN também tem retrospectos positivos em outras aplicações tribológicas, tais como em rolamentos, vedações e como uma camada protetora contra erosão. Outro importante atrativo na utilização do TiN é a sua cor dourada que também empresta o seu uso para aplicações decorativas (Holmberg e Matthews, 1994).

Na usinagem o TiN é considerado um revestimento universal que garante a usinagem de diferentes materiais com a mesma ferramenta de corte, e pode ser utilizado em diferentes operações, proporcionando ao substrato boas resistências aos mecanismos de desgastes e a temperaturas elevadas.

O aumento na resistência ao desgaste da ferramenta com o TiN é principalmente alcançado pela sua dureza, 2000-2500 HV, que proporciona uma boa resistência ao desgaste abrasivo, e à sua alta estabilidade química, que resulta em uma alta resistência ao desgaste difusivo. A sua boa adesão ao substrato pode inibir trincas interfaciais quando o substrato é deformado plasticamente devido às tensões superficiais. Com a utilização do TiN também há a possibilidade da diminuição das forças de corte e da temperatura, que provavelmente ocorre devido a uma melhora nas condições de contato na aresta de corte da ferramenta e redução do coeficiente de atrito (Hedenqvist et al., 1990).

O TiN é um revestimento quimicamente mais estável que o TiC tendo menor tendência à difusão com aços e melhora a resistência a craterização. Acredita-se que o TiN quando utilizado na composição de revestimentos multicamadas, como no caso do TiC/Al₂O₃/TiN, promova o preenchimento das irregularidades na superfície do Al₂O₃, desse modo causa o alisamento da superfície, agindo como um lubrificante sólido (Grzesik, 1998).

Pelas boas características apresentadas pelo TiN, observa-se que ele possui uma grande gama de aplicação devido ao fato de possuir um bom balanço entre suas propriedades. Este conjunto de propriedades, porém, não são ideais para todas as aplicações, o que abre o campo para a implementação de outros revestimentos binários como o nitreto de cromo (CrN), nitreto de boro (BN), nitreto de háfnio (HfN) e o nitreto de zircônio (ZrN) que também tem sido estudados (Holmberg e Matthews, 1994).

Dos revestimentos citados anteriormente o CrN é o único que aparece recentemente para uso comercial com dureza relativamente baixa em comparação ao TiN, aproximadamente 1750 HV. Em contrapartida ele apresenta alta resistência à corrosão e baixa afinidade química com diversos materiais, tornando-o apropriado para a usinagem de ligas não-ferrosas como o alumínio, cobre e titânio em operações de torneamento, fresamento, furação, rosqueamento e alargamento. Na furação o CrN apresenta um ótimo

efeito de lubricidade na superfície de saída da ferramenta, favorecendo o escoamento dos cavacos de materiais não-ferrosos e evitando possível adesividade dos mesmos (Balzers, 2005).

Além desses revestimentos binários têm-se os nitretos ternários e quaternários, que são pesquisados desde as décadas de 1980 e 1990, sendo conhecidos até então como revestimentos finos. Como exemplos pode-se citar: o nitreto de boro titânio (TiBN), carbonitreto de boro titânio (TiBCN), nitreto de nióbio titânio (TiNbN), nitreto de zircônio titânio (TiZrN), nitreto de vanádio titânio (TiVN), carbonitreto de titânio (TiCN), nitreto de titânio alumínio (TiAlN) (Holmberg e Matthews, 1994), o nitreto de cromo alumínio (AlCrN), além do quaternário nitreto de cromo alumínio e titânio (TiAlCrN) (Fox-Rabinovich et al., 2005).

Dentre estes se destacam como revestimentos comerciais para ferramentas de corte os ternários TiCN, TiAlN e atualmente o AlCrN (Balzers, 2005). Os ternários TiCN e TiAlN podem ser utilizados como mono ou multicamadas. São recomendados para usinagem onde o desgaste por abrasão é predominante ou em situações em que se faz necessário a melhor resistência à oxidação (Stappen et al., 1995).

Em termos estruturais, a adição de carbono para a formação de filmes do tipo $Ti(C_xN_{1-x})$ não modifica a estrutura cristalina do TiN (cfc), mas expande o parâmetro de rede de 4,240 Å para 4,332 Å, valor este que equivale a estrutura do TiC (Chen et al., 1987). Segundo Bull et al. (2003), o resultado principal desta adição de carbono é o aumento na dureza do revestimento, o que eventualmente pode possibilitar a maior resistência ao desgaste do substrato revestido.

A morfologia, estrutura e composição do TiCN tem sido investigada em diversos estudos tribológicos (Schneider et al., 1995; Karlsson et al., 2000 e Wei et al., 2001). Estes estudos tem mostrado que o TiCN é uma solução sólida composta de TiN e TiC, e que desta maneira poderia incorporar as vantagens e características de ambos, especialmente em aplicações tribológicas onde o mecanismo de desgaste predominante é a abrasão. Nestas aplicações o TiCN é superior ao TiN, devido à sua mais alta dureza e à presença de carbono que age como um lubrificante, conduzindo a uma redução no atrito e no desgaste da superfície revestida (Vancoille et al., 1993). Ao contrário do revestimento TiC que tende a desfazer-se devido à alta tensão compressiva, uma tensão interna desprezível ocorre no TiCN, resultando em uma boa adesão ao substrato (Guu et al., 1997; Knotek et al., 1992). Todas essas características tribológicas do TiCN são muito relevantes para o seu melhor desempenho na usinagem.

Na usinagem o ternário TiCN tem como características principais uma elevada dureza, de aproximadamente 3000 HV, elevada resistência ao desgaste, excelente adesão ao

substrato e baixo coeficiente de atrito contra diversos materiais. Utilizado no lugar do TiC como primeira camada de adesão com o substrato propicia maior tenacidade, melhor estabilidade química, menor coeficiente de atrito e resistência a craterização. Em algumas situações pode apresentar baixa resistência ao desgaste difusivo.

Os filmes comerciais do tipo Ti(C,N) utilizados em aplicações tribológicas e na usinagem não consistem de uma camada única com uma composição fixa, mas de camadas graduais que partem da interface para a superfície do revestimento. Esse tipo de arquitetura utilizada na construção do revestimento é que modifica suas características mecânicas e tribológicas (Bull et al., 2003). Isto garante o bom desempenho do TiCN, como pode ser verificado na Fig. 2.4 no fresamento. O TiCN possibilita num mesmo revestimento alternância de propriedades como a tenacidade e a dureza em virtude dessa arquitetura, que alterna a composição de sua camada.

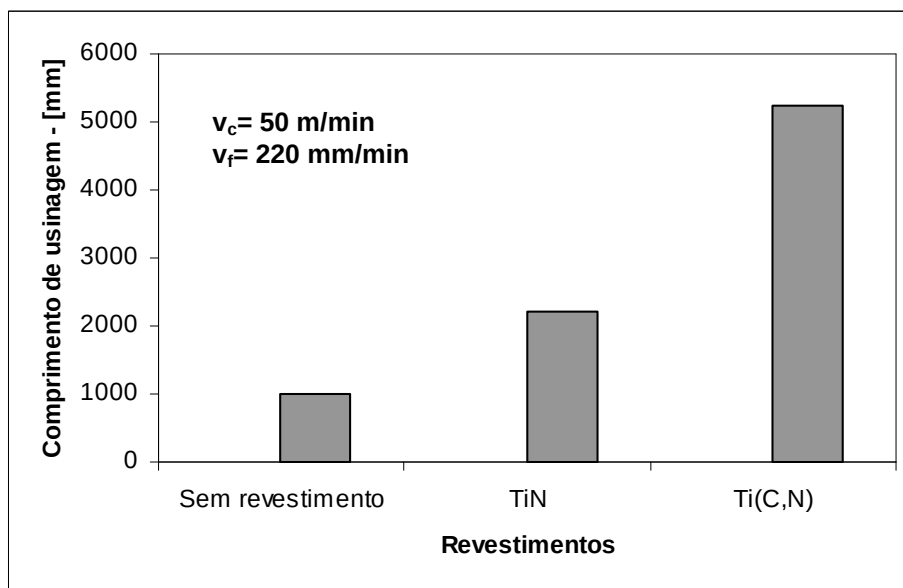


Figura 2.4 - Vida de ferramentas no fresamento do aço 42CrMo4 com fresas de topo de metal duro com diâmetro de 10 mm revestidas de TiN e TiCN (Knotek et al., 1993).

Essa estrutura multicamadas gradual do TiCN também evita que uma trinca formada na superfície se propague até o substrato da ferramenta, pois as sub-camadas graduais atuam como uma barreira a propagação de fissuras. Com uma estrutura multicamadas, as trincas formadas se propagam paralelamente ao substrato, não o alcançando imediatamente (Cselle, 1998), o que aumentaria a vida da ferramenta de corte. Essa característica do TiCN, segundo este autor, foi a principal justificativa para o melhor desempenho obtido por brocas de metal duro revestidas de TiCN em comparação aos revestimentos TiN e TiAlN na

usinagem do aço 43CrMo4V. A Figura 2.5 mostra os resultados obtidos, relacionando o comprimento de usinagem com a velocidade de corte.

O TiCN também apresenta certas limitações, sendo a principal a sua temperatura máxima de trabalho na usinagem, cerca de 450 °C (Sato et al., 1994).

Essa temperatura de trabalho do TiCN pode limitar o seu uso em ferramentas de corte, uma vez que dependendo das condições de corte e do material usinado, as temperaturas na interface cavaco-ferramenta podem ser muito mais elevadas e, conseqüentemente, são decisivas na redução da resistência ao desgaste do TiCN.

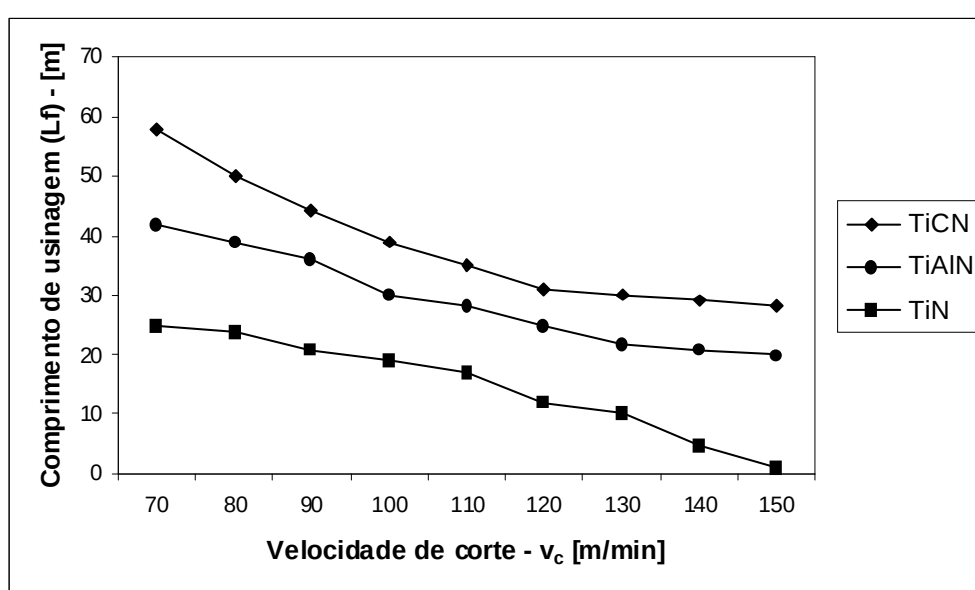


Figura 2.5 - Desempenho de brocas de metal duro revestidas com diâmetro de 8 mm, $f = 0,15$ mm/rot e $l/d=3$ na furação do aço 43CrMo4V (Cselle, 1998).

É importante então, que a escolha do revestimento para usinagem seja baseada principalmente nas condições de corte e no material que será usinado. Como se sabe, para que o revestimento possa desempenhar da melhor forma o seu papel, ele deve manter inalteradas, por maior tempo possível, suas propriedades, mesmo a altas temperaturas, principalmente a sua dureza.

Todos os revestimentos tem suas durezas diminuídas com o aumento da temperatura. Existem, entretanto, aqueles em que a queda é menos pronunciada, como é o caso do nitreto de titânio alumínio (TiAlN) (PalDey e Deevi, 2003). A Figura 2.6 mostra essa característica do TiAlN.

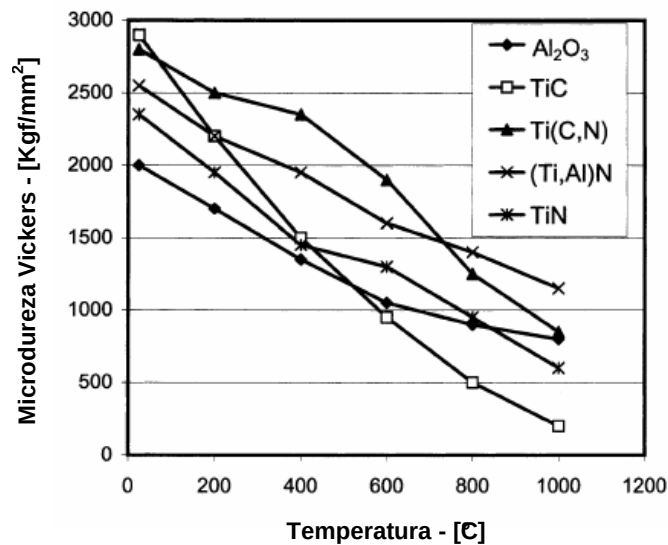


Figura 2.6 - Relação entre a microdureza e a temperatura de alguns revestimentos (Jindal et al., 1999).

A retenção da dureza do TiAlN a altas temperaturas pode, de certo modo, ser atribuída ao efeito da solução sólida de alumínio no reticulado cristalino de TiN (PalDey e Deevi, 2003). A dureza do revestimento TiAlN é altamente influenciada pelas quantidades de titânio e alumínio presentes no filme (Kimura et al., 2000).

A adição de Al, como elemento substitucional no TiN, resulta em filmes do tipo $(\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x)\text{N}$. À medida que o teor de alumínio cresce o parâmetro de rede diminui visto que o átomo de alumínio é menor que o do titânio (PalDey e Deevi, 2003). Ikeda e Satoh (1991), estudaram a modificação estrutural de filmes de TiN com adição de Al e concluíram, assim como Kimura et al. (2000), que a dureza do filme $(\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x)\text{N}$ é dependente das quantidades relativas de Ti e Al. No trabalho destes autores o alumínio contido no filme $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x$ foi variado de $x=0$ até $x=1,0$ utilizando-se ligas catódicas de diferentes quantidades de alumínio.

Os resultados mostraram que a microdureza do filme aumenta gradualmente de 2000 HV para 3200 HV para um teor máximo de 60% de alumínio. A adição de alumínio acima de 60% conduz a uma rápida diminuição da microdureza para um valor de cerca de 1400 HV com adição de 90 % de alumínio, conforme apresentado na Fig. 2.7. Pela figura observa-se que o parâmetro de rede também diminui passando de 4,23 Å para 4,17 Å. A adição de alumínio acima de 70 % resulta no aparecimento de uma estrutura cristalina hexagonal do tipo ZnS, com dureza menor que a estrutura cristalina cúbica do tipo NaCl obtida com quantidade de alumínio até 60 %. Normalmente a dureza do TiAlN em revestimentos comerciais está entre 3000-3500 HV.

Outra característica muito importante dos filmes $(\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x)\text{N}$ em relação ao TiN, é que sua resistência a oxidação é mais alta. A Figura 2.8 mostra que a oxidação do filme de TiAlN inicia-se acima de 700°C , já a oxidação do TiN iniciava-se a uma temperatura menor, cerca de 550°C (Knotek et al., 1988 e PalDey e Deevi, 2003). Observa-se que o início da oxidação do filme de TiAlN está relacionado com a quantidade de alumínio. Assim, a resistência a oxidação do TiAlN pode ser melhorada significativamente pelo aumento da quantidade de alumínio no filme. Os filmes de TiAlN contendo 60 e 70% de alumínio exibem a resistência a oxidação ao ar acima de 950°C (Zhou et al., 1999).

A excelente resistência à oxidação do revestimento de TiAlN pode ser atribuída a formação de uma camada amorfa de Al_2O_3 sobre a superfície do revestimento (PalDey e Deevi, 2003). Para McIntyre et al. (1990) essa camada de oxidação é constituída, além de Al_2O_3 , de TiO_2 (óxido de titânio).

A formação de uma camada fina e altamente adesiva de Al_2O_3 na superfície é capaz de reduzir substancialmente a difusão para fora ou para dentro do revestimento (PalDey e Deevi, 2003). Essa é uma característica muito importante para revestimentos utilizados na usinagem, uma vez que por essa particularidade é possível atenuar o mecanismo de desgaste por difusão em ferramentas de corte quando utilizadas a altas temperaturas.

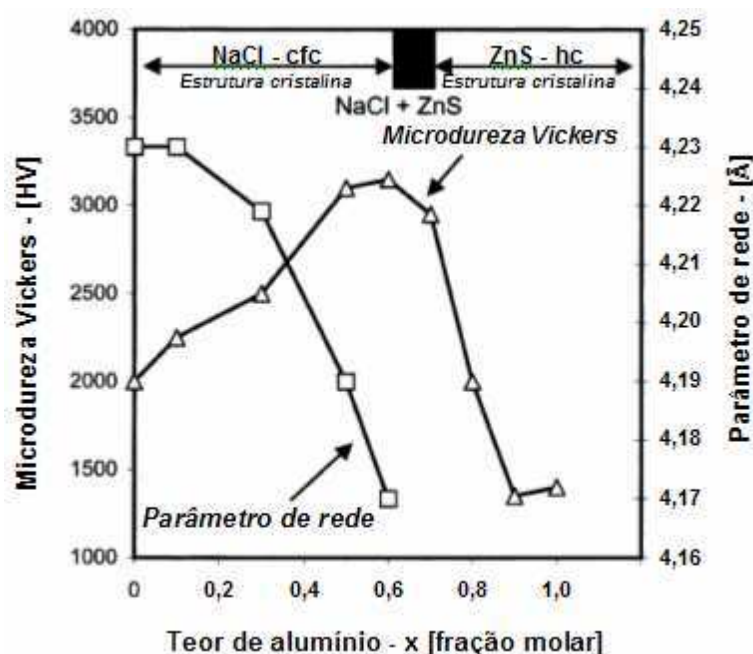


Figura 2.7 - Mudança no parâmetro de rede e microdureza dos filmes $(\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x)\text{N}$ com o teor de alumínio (Ikeda e Satoh, 1991; Kimura et al., 2000; PalDey e Deevi, 2003).

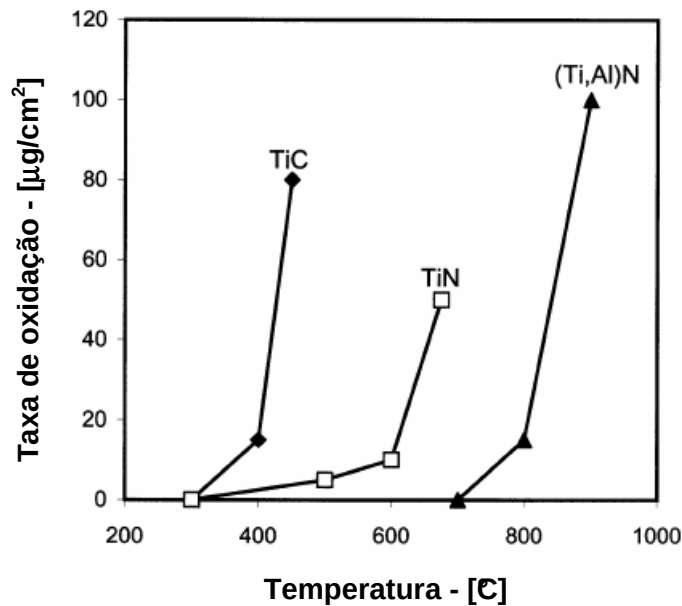


Figura 2.8 - Taxa de oxidação dos revestimentos TiC, TiN e TiAlN (Knotek et al., 1988).

O TiAlN também apresenta uma baixa condutividade térmica em relação ao TiN. Em virtude dessa característica, consideravelmente mais calor é dissipado através do cavaco removido. Isto permite selecionar velocidades de corte mais altas, uma vez que o carregamento térmico sobre o substrato é menor (Leyendecker et al., 1989), possibilitando maior resistência ao desgaste por cratera na ferramenta e, conseqüentemente, aumentando a sua vida.

A maior estabilidade térmica do TiAlN faz dele uma boa opção para aplicação no revestimento de ferramentas de corte em diversos processos de usinagem, como é mostrado no trabalho de Gu et al. (1999). Neste trabalho foram realizados mapeamentos de desgaste, e uma classificação ordenando o desempenho de insertos de metal duro classe C5 sem revestimento e revestidos de TiN, ZrN e TiAlN no fresamento frontal do aço AISI 4140 tratado termicamente.

Nos ensaios a velocidade de corte foi variada numa faixa de 60 a 360 m/min e o avanço por dente numa faixa de 0,125 a 0,315 mm/rot, a profundidade de corte foi constante de 0,25 mm, sem aplicação de fluido de corte. Os mapas de desgaste obtidos mostraram que os insertos revestidos apresentaram os mesmos mecanismos de desgaste: abrasão e *attrition*. Já no mapa de desgaste do inserto sem revestimento houve *attrition*, abrasão, fadiga térmica e mecânica, e lascamento. Nas ferramentas revestidas o lascamento ocorreu apenas nos insertos revestidos de ZrN e TiN. O revestimento TiAlN mostrou maior resistência aos mecanismos de desgaste não ocorrendo falha por lascamento como nos outros revestimentos.

A vida das ferramentas foi dada em função do comprimento de usinagem em metros, o critério de fim de vida baseou-se na medida do desgaste de flanco (Norma ISO 8688-1:1989) de 0,1 mm para reduzir o tempo de teste, e critério de falha de 0,35 mm. Com a obtenção dos comprimentos usinados para cada ferramenta, na faixa de condições de corte estabelecidas anteriormente, os autores calcularam um fator médio de aumento da vida da ferramenta relacionando o desempenho do inserto sem revestimento com os inserts revestidos. O inserto revestido de TiAlN obteve um fator de 11,5 em relação ao inserto sem revestimento, seguido pelo TiN com fator de 6,3 e o ZrN não obteve um fator relevante em relação ao inserto sem revestimento como pode ser observado na Fig. 2.9.

Um aspecto negativo na utilização do TiAlN é a sua deposição em substratos cujas propriedades são muito discrepantes daquelas do revestimento. Como por exemplo, a deposição de TiAlN em substratos de aço-rápido. O aço-rápido deforma-se com maior intensidade do que o revestimento TiAlN, o qual devido a sua estrutura e sua fragilidade não conseguem acompanhar essa deformação do aço-rápido, fazendo com que surjam trincas no revestimento, que se propagam rapidamente para o substrato (Cselle, 1998).

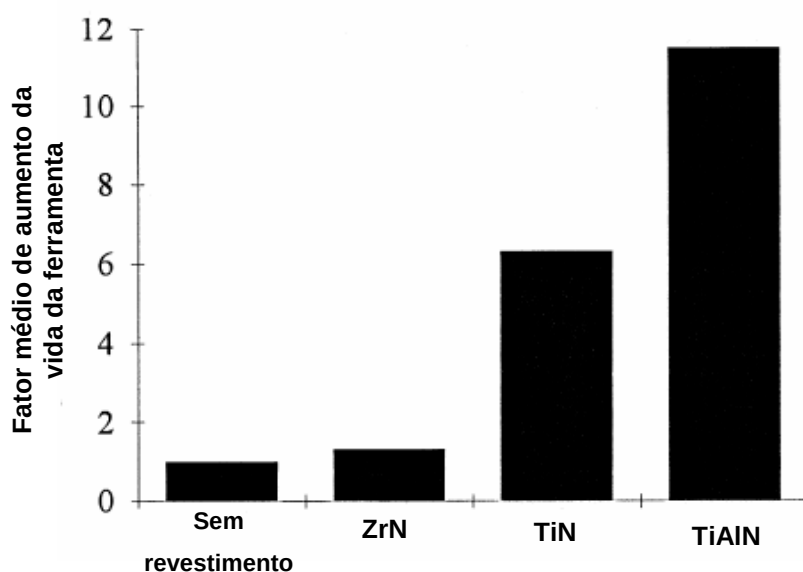


Figura 2.9 - Vida relativa dos insertos de metal duro revestidos e sem revestimento no fresamento do aço AISI 4140 (Gu et al., 1999).

Um aspecto negativo da utilização de revestimentos de estrutura cristalina cfc apresentada pelo $(Ti_{1-x}Al_x)N$ com baixo teor de alumínio, e também pelo TiN e $Ti(C_xN_{1-x})$, segundo Stappen et al. (1995), é a impossibilidade do uso destes revestimentos para operações em aços inoxidáveis austeníticos de estrutura cristalina também cfc. Nesta aplicação, ligações químicas de adesão poderiam ser formadas, resultando em desgaste

adesivo. A presença do titânio nestes revestimentos também pode ser um empecilho, já que o mesmo tem afinidade química com diversos materiais da peça.

Dos revestimentos comerciais utilizados em ferramentas de corte poucos são aqueles que não utilizam o titânio em sua composição, dentre estes, já foram citados anteriormente o Al_2O_3 e o CrN.

A baixa dureza e pouca resistência ao desgaste abrasivo do CrN são as principais razões que impossibilitam a sua aplicação no corte de aços. Para favorecer a melhoria dessas propriedades, tem-se explorado acrescentar um outro metal no filme de CrN para formar um revestimento ternário de alta dureza. Um dos candidatos mais promissores é o alumínio, que forma um sistema ternário Al-Cr-N (Reiter et al., 2005).

Em relação ao TiAlN, a substituição do titânio pelo cromo, resultando no AlCrN, previne a formação de poros no revestimento e também a formação de óxidos não-lubrificantes como o TiO_2 , que se formam a temperaturas de corte em torno de 600-800°C. Os filmes do tipo $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{N}$ são mais estáveis termicamente e apresentam um comportamento a oxidação superior aos filmes do tipo $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$, independentemente do valor de x (Kawate et al., 2003).

As principais características dessa nova geração de revestimentos duros do tipo $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{N}$ são a elevada resistência ao mecanismo de desgaste por abrasão e elevadas temperaturas de oxidação, as quais desempenham um papel fundamental aumentando a vida de ferramentas a temperaturas de aplicação acima de 800°C.

A influência dos elementos ligantes de transição que compõem o revestimento tem sido amplamente estudados no sistema Ti-Al-N (Pflüger et al., 1999; Errico et al., 1999 e Santana et al., 2004;), mas são limitados os estudos focados no sistema análogo baseado no cromo em substituição ao titânio (Uhlmann et al., 2004).

Recentemente Reiter et al. (2005) estudaram as propriedades mecânicas dos filmes $\text{Al}_{1-x}\text{Cr}_x\text{N}$ em relação a formação e a presença de uma estrutura cristalina do tipo cfc. Os autores encontraram que a dureza e a resistência à oxidação foram ótimas quando a quantidade de alumínio presente no revestimento foi em torno de 70%. Neste trabalho os autores mostraram que é possível conservar a estrutura cristalina do revestimento na forma cfc, mantendo-a estável até uma concentração mínima de 71% de alumínio, onde a fase cfc-AlN prevalece.

Para altas concentrações de alumínio a estrutura cristalina passa a ser do tipo hexagonal compacta, e suas propriedades mecânicas são inferiores (Reiter et al., 2005).

No trabalho de Reiter et al. (2005), testes de aquecimento do revestimento em ambiente atmosférico também foram realizados e mostraram um aumento na resistência a oxidação da estrutura cúbica com aumento na concentração de alumínio, porém, o comportamento a oxidação da estrutura hexagonal de AlN, com concentração de alumínio acima de 71%, foi

substancialmente pior. A estabilidade térmica da estrutura cúbica para o revestimento com 71% de alumínio foi mantida acima de 900°C.

Similarmente, testes de usinagem na furação do aço-ferramenta endurecido X210Cr12 mostraram que um aumento na concentração de alumínio no filme $Al_{1-x}Cr_xN$ até 71% aumenta a vida da ferramenta, pois nesta composição o revestimento tem a mais alta dureza, a mais alta resistência ao desgaste abrasivo e a máxima resistência a oxidação, como verificado anteriormente. Com a mudança na estrutura cristalina do revestimento de cfc para hc, para concentrações de alumínio acima de 71%, a vida da ferramenta diminui em aproximadamente 50%, como mostra a Fig. 2.10.

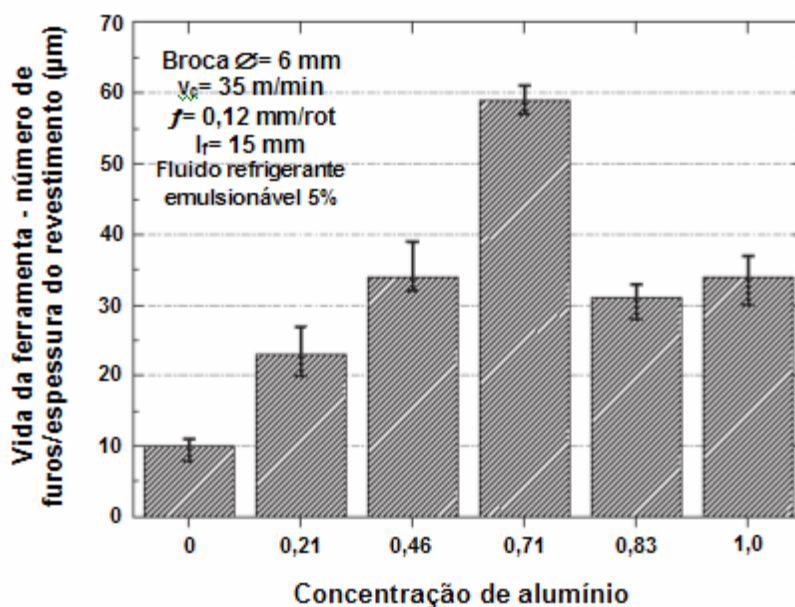


Figura 2.10 - Brocas de aço-rápido revestidas de $Al_{1-x}Cr_xN$ ($0 < x < 1$) utilizadas na usinagem do aço X210Cr12 (Reiter et al., 2005).

Em outro trabalho também recente de Fox-Rabinovich et al. (2005), os autores compararam o desempenho dos revestimentos TiAlN e AlCrN, no fresamento de topo com fresas de metal duro (diâmetro de 12 mm), na usinagem do aço 1040 recozido com dureza de 220 HB. A vida da ferramenta revestida com TiAlN foi muito menor quando comparada a ferramenta revestida com AlCrN, como mostra a Fig. 2.11.

O desempenho superior obtido com a utilização do AlCrN em relação ao TiAlN no fresamento pode ser justificado pelos testes de fadiga por nano-impacto também realizados, já que nestes ensaios o AlCrN também obteve o melhor desempenho. Segundo os autores há uma correlação entre estes ensaios, pois no processo de fresamento ocorre constantemente o impacto dinâmico da ferramenta contra a peça, e possivelmente essa

energia liberada durante o evento tem grande influencia sobre o revestimento que pode vir a fraturar. Conclui-se então que o revestimento utilizado no fresamento deve ter elevada dureza e resistência ao desgaste, combinados com a capacidade desta camada dissipar parte da energia gerada durante o impacto e também durante o atrito da ferramenta-peça.

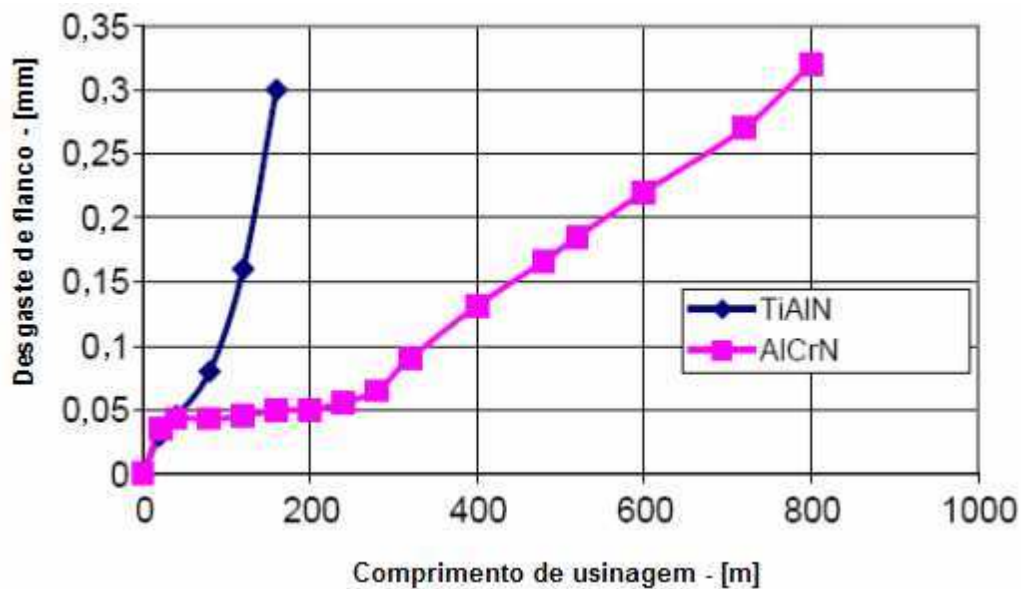


Figura 2.11 - Desempenho de fresas de metal duro revestidas de TiAlN e AlCrN na usinagem do aço 1040 recozido, com $v_c = 21$ m/min, $a_p = 3$ mm e $v_f = 63$ mm/min, e aplicação de fluido refrigerante (Fox-Rabinovich et al., 2005).

Neste trabalho os autores também relacionaram a microdureza dos revestimentos com a temperatura, e observaram que a microdureza do TiAlN diminui mais intensivamente com o aumento da temperatura em comparação ao AlCrN. Na temperatura ambiente o TiAlN apresenta uma microdureza maior do que a do AlCrN, respectivamente, $30 \pm 8,4$ GPa e $24,7 \pm 10$ GPa. Já para temperatura final do teste, 500°C , a dureza do AlCrN é maior, como pode ser verificado na Fig. 2.12. Este fato é de suma importância, pois como já mencionado anteriormente quanto maior a dureza a quente do revestimento provavelmente maior será a vida da ferramenta.

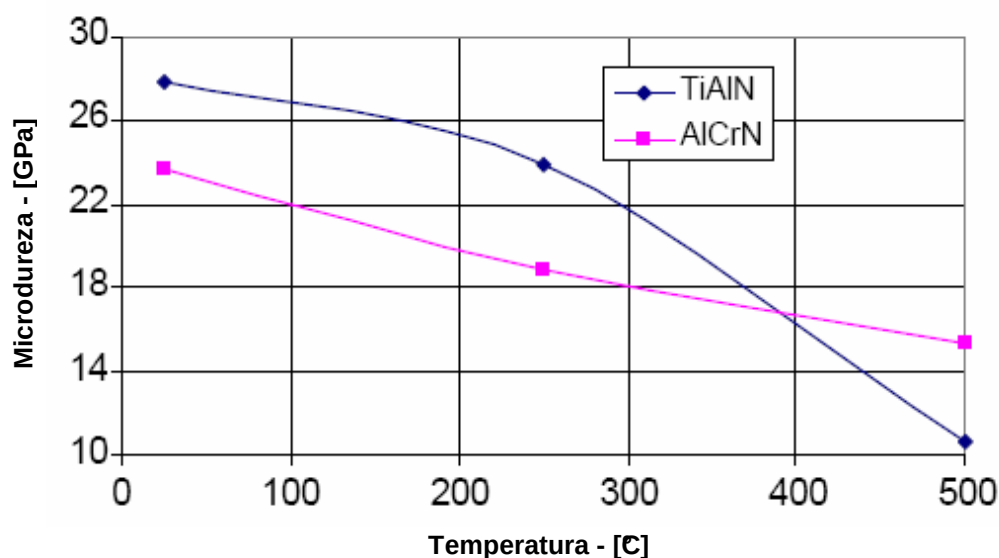


Figura 2.12 - Relação entre microdureza e temperatura nos revestimentos TiAlN e AlCrN (Fox-Rabinovich et al., 2005).

2.5. Adesividade dos Revestimentos

2.5.1. Definição de Adesividade

De acordo com a definição da ASTM (D907-70, 1970), adesividade é “o estado em que duas superfícies permanecem unidas por forças interfaciais que podem consistir de forças de valência ou forças de travamento mecânico, ou ambas”.

Para Mattox (2001), adesividade é a resistência mecânica que une dois diferentes materiais ou objetos, sendo um requisito fundamental da maioria dos sistemas de deposição de revestimentos.

Geralmente, é difícil encontrar uma definição aceitável de adesividade entre o revestimento e o substrato que leva em consideração a complexidade dos efeitos da microestrutura dos materiais, a carga externa aplicada e os aspectos ambientais envolvidos (Ollendorf e Schneider, 1999).

O estudo das características físicas fundamentais para o entendimento do fenômeno de adesividade, e o desenvolvimento de procedimentos para testes práticos, com o objetivo de classificar a qualidade da adesividade de um revestimento são aspectos que introduziram um novo conceito na definição de adesividade, que faz distinção entre a adesividade básica ou teórica (AB ou AT) e adesividade experimental ou prática (AE ou AP) (Chapman, 1974 e Mittal, 1976 apud Ollendorf e Schneider, 1999).

A adesividade básica é o mais alto valor permissível de adesividade, sendo função da natureza dos materiais e do tipo de ligação estabelecida entre o substrato e o revestimento (Paracchini e Muto, 2006). A adesividade básica pode ser entendida como a soma de todas as interações interatômicas que ocorrem na interface substrato/revestimento, e quantificada como o trabalho necessário para separar completamente o revestimento do substrato ao longo da interface, excluindo todos os outros efeitos de natureza das ligações entre os átomos de ambos os materiais (Ollendorf e Schneider, 1999).

A adesividade prática não só depende da adesividade básica, como faz referência à falha do revestimento para proteção ao desgaste, que depende de uma complexa combinação de propriedades elásticas e tenacidade à fratura do revestimento e do substrato, do tamanho da distribuição das imperfeições existentes na microestrutura do revestimento ou da distribuição de defeitos interfaciais, do teste aplicado para a verificação da qualidade do revestimento, dos níveis de tensão residual, dos poros e outros defeitos existentes no reticulado cristalino do material, das condições de carga e do comportamento ao atrito do revestimento em contato contra outro material (Bunshah, 2001; Ollendorf e Schneider, 1999).

Mattox (2001) chama a adesividade prática de adesividade aparente que é determinada pela aplicação de uma tensão mecânica externa, e a falha pode ocorrer na região de interface substrato/revestimento. Holmberg e Matthews (1994) utilizam o termo adesividade efetiva no estudo da adesividade revestimento/substrato, uma vez que revestimentos com energia de ligação iguais ao do substrato podem exibir diferentes comportamentos de adesividade efetiva.

É possível relacionar a medida prática da adesividade com a adesividade básica através da seguinte relação dada pela Eq. (2.1) (Paracchini e Muto, 2006; Bunshah, 2001 *apud* Pulker e Berger, 1981):

$$AP = AB - IS \pm MSM \quad (2.1)$$

Onde: *IS* - é a tensão interna do revestimento;

MSM - é o erro específico do método utilizado para a medida da adesividade prática;

AP - adesividade prática;

AB - adesividade básica.

Em geral, todos os métodos para medir a adesividade implicam que $AP \ll AB$ (Paracchini e Muto, 2006). Experimentalmente a adesividade pode ser medida através de duas maneiras (Bunshah, 2001):

- a) - Em termos de força: a força de adesividade é definida como a máxima força por unidade de área para separar o revestimento do substrato;
- b) - Em termos de energia: o trabalho de adesividade W_{AB} é definido como o trabalho realizado para separar o revestimento (A), do substrato (B) que é dado pelo critério de energia, Eq. (2.2):

$$W_{AB} = \gamma_A + \gamma_B - \gamma_{AB} \quad (2.2)$$

Onde: γ_A e γ_B são as energias livres específicas das superfícies A e B, e γ_{AB} é a energia livre específica interfacial.

A força total de adesividade pode ser relacionada ao trabalho de adesividade através de algumas suposições sobre as mudanças na força com a separação das superfícies (Mittal, 1976 apud Bunshah, 2001), mas em geral, o trabalho de adesividade é um conceito muito mais útil, pois não leva em consideração muitas suposições. Em termos de energia se a ruptura ocorrer na interface AB a falha é considerada adesiva, por outro lado se ocorrer dentro de A ou de B a falha é considerada do tipo coesiva (Bunshah, 2001).

Tanto o conceito de adesividade básica quanto o de adesividade prática, são importantes abordagens para tratar deste assunto, pois quando se realiza um estudo sobre adesividade é imprescindível abordar de forma ampla as características conceituais do fenômeno que depende de forças de valência e travamento mecânico, e também abordar os meios necessários para efetuar medidas de adesividade prática, definindo bem as condições de contato (Franco Jr., 2003).

No processo PVD, a adesividade do revestimento está intimamente ligada com a nucleação, a formação da interface, o crescimento do revestimento, a superfície do substrato, assim como as propriedades dos materiais em contato e o ambiente de tensões (mecânica, química, térmica e fadiga) em que o sistema está exposto. A pobre adesividade do conjugado substrato/revestimento pode ser atribuída a um baixo grau de ligação química, pobre contato na interface, baixa tenacidade da interface dos materiais que estão em contato, tensões residuais altamente elevadas no revestimento e aspectos de iniciação a fratura do revestimento (Mattox, 2001).

No estudo da adesividade existe um grande número de fatores, talvez ainda não totalmente compreendidos, que determinam à boa ou a má ligação do substrato com o revestimento. Por exemplo, um maior grau de entrelaçamento por unidade de superfície, que produz uma melhor adesividade interfacial; portanto é importante que se tenha uma

superfície de contato maior possível entre o substrato e o revestimento. Isto sugere que um revestimento de arquitetura compacta depositado sobre um substrato com certa rugosidade apresente uma melhor adesividade que um revestimento poroso depositado sobre um substrato altamente polido (Franco Jr., 2003).

De acordo com Franco Jr. (2003) os principais fatores que podem ser determinantes na adesividade do revestimento sobre o substrato são:

- Tipo de interface estabelecida entre o substrato e o revestimento;
- Microestrutura do revestimento: Morfologia e Tensões Residuais;
- Limpeza, preparação e modificação da superfície do substrato.

A seguir serão abordados, brevemente, os fatores determinantes na adesividade de revestimentos.

2.5.1.1. Tipos de Interface Substrato/Revestimento

A adesividade é uma propriedade que está associada essencialmente à região de interface substrato/revestimento. Nessa região a técnica utilizada para deposição do filme e as propriedades dos materiais do substrato e do revestimento conduzem à formação de forças de natureza atômica ou forças de natureza mecânica (Holmberg e Matthews, 1994), que são ainda pouco entendidas.

A região de interface pode ser formada por microestruturas diferentes, através de uma pseudo-difusão ou ligação de Van der Waals quando a separação entre o substrato e o revestimento ocorre a uma distância de apenas poucos átomos. A uma distância tão pequena não se pode falar realmente na formação de uma camada de difusão verdadeira ou de uma ligação química entre os dois materiais. Nesta condição forma-se uma interface com uma camada muito limitada em que defeitos e tensões internas estarão confinados, e na presença de tal microestrutura na interface pode-se ter uma pobre adesividade (Paracchini e Muto, 2006).

Se uma ligação química verdadeira for formada na região de interface, através da criação de uma *interlayer*, ou camada intermediária, esta camada pode ser benéfica à adesividade (exceto para aqueles casos em que a camada intermediária é de natureza frágil) (Paracchini e Muto, 2006).

Para compreender detalhadamente a interface substrato/revestimento é necessário uma previsão mais segura do comportamento do sistema mecânico, conjugado substrato/revestimento (Franco Jr., 2003).

O conjugado substrato/revestimento comporta-se como um único sistema mecânico que reage sob deformações produzidas por solicitações externas em condições de serviço. Como consequências podem ocorrer falhas mecânicas do sistema do tipo adesiva, falha na interface, ou coesiva, falha no revestimento ou no substrato, como mencionado anteriormente. Ambas, conduzem a uma perda de utilidade da peça revestida (Franco Jr., 2003).

Logo, deve-se considerar que, apesar de ser importante a análise da adesividade do revestimento na interface, este é apenas um dos aspectos a considerar do ponto de vista da integridade do conjugado substrato/revestimento como sistema mecânico em condições de serviço. A natureza da região da interface é importante para desenvolver um material com uma interface resistente à fratura. Um tipo de difusão ou tipo de composto na região da interface é bom para melhorar a adesividade, desde que uma excessiva difusão fornecida pelo processo de deposição e reações, não introduza vazios, tensões, e fraturas na região da interface (Franco Jr., 2003).

Conforme ilustrado na Fig. 2.13 as interfaces formadas entre o substrato e o revestimento tem as seguintes características (Ohring, 1992 apud Franco Jr., 2003):

- **Interface abrupta:** neste tipo de interface não existe uma afinidade química, nem efeitos de difusão entre os átomos do revestimento e do substrato; com isso, a interface fica limitada a uma região de poucas dimensões atômicas de espessura onde dominam principalmente as forças de ligação fracas do tipo Van der Waals, o que determina uma adesividade relativamente baixa;
- **Interface composta:** este tipo de interface é formada pela ocorrência de reações químicas entre os átomos de ambos os materiais do sistema; geralmente, este tipo de interface é frágil devido às tensões internas geradas pelas transformações volumétricas que acompanham as reações químicas - neste caso somente interfaces muito finas tem um comportamento de adesividade satisfatório;
- **Interface de difusão:** se o efeito dominante nesta interface é a difusão do material do revestimento no material do substrato, forma-se uma interface de difusão, que se caracteriza por uma transição gradual das propriedades de ambos os materiais. As interfaces de difusão têm uma alta adesividade e em certos casos é possível produzi-las intencionalmente através de, por exemplo, implantação iônica realizada previamente a deposição do revestimento;

- **Interface por travamento mecânico:** neste tipo de interface a rugosidade do substrato é muito importante para a adesividade do revestimento. Para os revestimentos duros, estas forças estão associadas à rugosidade superficial do substrato, sendo importantes quando a rugosidade superficial atinge certo valor. Nestas condições, é estabelecida uma união mecânica entre as superfícies em contato.

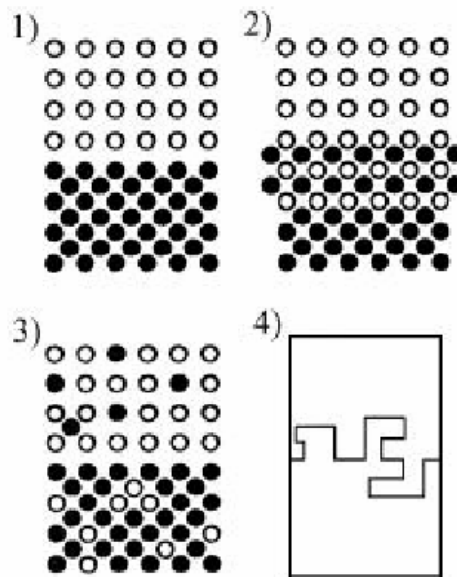


Figura 2.13 - Tipos de interface: 1 - Interface abrupta, 2 - Interface composta, 3 - Interface de difusão e 4 - Interface por travamento mecânico (Ohring, 1992 apud Franco Jr., 2003).

2.5.1.2. Microestrutura do Revestimento: Morfologia e Tensões Residuais

A microestrutura de um revestimento varia fortemente com as suas condições de crescimento, que é fundamentalmente influenciada pelo processo de deposição e seus parâmetros, sendo natural que as propriedades do revestimento também apresentem grandes variações.

Uma pré-condição de forte influência na microestrutura de um revestimento é a densidade de nucleação dos átomos que compõem o filme durante o processo de deposição, mais precisamente dos *adatoms*, distribuição angular dos átomos depositados por vapor. A densidade de nucleação significa o número de núcleos de revestimentos formados por unidade de área, depositados sobre a superfície do substrato (Mattox, 2001), é a fase inicial para o crescimento do revestimento.

A densidade de nucleação do revestimento é um indicador prévio da boa ou pobre adesividade. Uma alta densidade de nucleação indica forte interação química dos átomos depositados com a superfície do substrato, sendo desejável para uma boa adesividade. Uma baixa densidade de nucleação indica pobre interação, o desenvolvimento de um pobre

contato na interface, e a formação de defeitos interfaciais, que conduzirão a uma pobre adesividade (Mattox, 2001).

Uma nucleação dinâmica pode significar um crescimento do revestimento com melhor qualidade microestrutural, por conseguinte melhor é seu comportamento mecânico.

O crescimento do revestimento com uma perfeição microestrutural, livre de defeitos, além de ser um fator importante para uma melhor adesividade, é indispensável para a sua vida útil, em termos de falhas coesivas.

A formação e o crescimento da microestrutura de um revestimento influenciam diretamente na morfologia e nas tensões residuais deixadas pelo processo de deposição.

A morfologia de um revestimento é controlada pelas características do processo de deposição, pela temperatura e pela rugosidade superficial do substrato, mais especificamente, pelo crescimento epitaxial do revestimento, crescimento de um cristal sobre outro, tal que o crescimento do cristal depositado é determinado pela orientação cristalina do substrato (Mattox, 2001).

O caráter atomístico do processo de formação do revestimento determina efeitos de direcionalidade na incidência das espécies do plasma que se depositam sobre o substrato, cuja importância relativa depende da técnica de deposição utilizada (Mattox, 1996 apud Franco Jr., 2003).

Revestimentos depositados pelo processo PVD por evaporação por arco catódico empregam uma energia de deposição mais elevada do que os processos PVD por *sputtering*, o que gera revestimentos com uma morfologia com microestrutura colunar densa, com uma interface livre de porosidades e com excelente adesividade ao substrato, devido ao efeito do bombardeamento de íons, porém a superfície do revestimento é mais rugosa devido à presença de macro-partículas. Estas macro-partículas são o resultado da formação de gotículas durante a evaporação de materiais com baixo ponto de fusão. A evaporação muito rápida durante o processo de arco catódico produz um excesso de átomos que não são completamente ionizados antes de chegarem à superfície do substrato. Este excesso de átomos neutros pode coalescer formando macro-partículas durante o percurso antes de atingirem o substrato (PalDey e Deevi, 2003).

Geralmente, um revestimento com microestrutura densa é desejável, porém, revestimentos mais densos apresentam tensões residuais mais elevadas do que um filme menos denso ou poroso (Mattox, 2001).

As tensões residuais são inevitavelmente produzidas em revestimentos finos devido a um desajuste estrutural, intrínseco ao revestimento, ou térmico entre o revestimento e o substrato durante o processo de deposição (Ohring, 1992; Holmberg e Matthews, 1994; Zheng et al., 2004 e Lamastra et al., 2006).

Existem várias fontes de tensões residuais em revestimentos (Thornton e Greene, 1994 apud Teixeira, 2001):

- Tensões induzidas termicamente como resultado das variações de temperatura e diferenças dos coeficientes de expansão térmica do revestimento e do substrato;
- Tensões resultantes do crescimento do revestimento. Neste caso é necessário distinguir entre tensões intrínsecas geradas pelo crescimento do revestimento e tensões induzidas por contrações geométricas. As tensões intrínsecas pelo crescimento do revestimento são devido as reações químicas, transformações de fase, bombardeamento energético de partículas, etc. Enfim, as tensões intrínsecas ou de crescimento do revestimento são causadas pelo não equilíbrio das microestruturas formadas;
- Tensões externas devido à deformação do sistema revestimento/substrato, tensões aplicadas ao sistema e tensões resultantes do ambiente.

Uma conclusão genérica a respeito das tensões residuais é que revestimentos que crescem pelo processo CVD (Deposição Química de Vapor) mostram menores valores de tensões, ao passo que filmes que crescem pelo processo PVD (Deposição Física de Vapor) muitas vezes apresentam elevados valores de tensões. Estas tensões residuais podem ser de tração ou compressão, em geral as tensões de tração são mais prejudiciais (Bunshah, 2001). Dependendo da composição química do revestimento, da espessura do revestimento e do processo de deposição utilizado, as tensões residuais de compressão podem alcançar valores da ordem de GPa em revestimentos finos depositados pelo processo PVD (Lamastra et al., 2006).

As tensões térmicas no revestimento, após o resfriamento a partir da temperatura de deposição, são de tração, quando o coeficiente de expansão térmica do material do revestimento é maior do que a do substrato e compressiva quando o contrário for verdadeiro (Bunshah, 2001).

As tensões residuais de tração podem ser geradas pelos contornos de grãos, pequenos vazios e poros formados nos filmes. A origem das tensões residuais de compressão comumente encontradas para o crescimento de filmes finos são claramente associadas com a energia resultante do bombardeamento de partículas que atingem o substrato, principalmente utilizando-se técnicas PVD assistidas por plasma (Bunshah, 2001).

As propriedades mecânicas e tribológicas dos revestimentos finos são fortemente influenciadas pela grandeza e distribuição espacial das tensões residuais. Uma tensão residual de compressão adequada dentro do revestimento contribui para aumentar a resistência à fratura do mesmo, por outro lado em excesso pode contribuir para uma aceleração da ruptura e do desgaste do revestimento (Cunha, 2001).

Uma boa resistência à fratura é essencial para revestimentos de ferramentas depositados pelo processo PVD, onde o desgaste é usualmente iniciado devido à nucleação e propagação de trincas no revestimento (Cunha, 2001).

Em geral, um estado de tensões internas compressivas determina uma boa adesividade, mais além de certo limite as tensões internas podem chegar a produzir o desprendimento espontâneo do revestimento sem aplicação de qualquer carga externa (Franco Jr., 2003 e Mattox, 2001).

O tipo de falha do revestimento depende do estado de tensão no revestimento. Tensões residuais de tração tendem a induzir no revestimento fratura normal a interface, enquanto que tensões residuais de compressão causam flambagem (*blistering*) e eventuais fissuras. Na Figura 2.14 são mostrados estes tipos de falhas, onde (Teixeira, 2001):

- Em (i) tem-se o modelo de delaminação do revestimento sob tensão de tração e fraca adesividade na interface revestimento/substrato (Teixeira, 2001), podendo ocorrer também microtrincas e fratura escamosa (*flaking*) no caso de elevadas tensões de tração (Mattox, 2001);
- Em (ii) tem-se microtrincas perpendiculares ao substrato com revestimento sob tensão de tração e forte adesividade na interface revestimento/substrato e;
- Em (iii) tem-se flambagem e fissuras na interface revestimento/substrato com revestimento sob tensão de compressão (Teixeira, 2001). Altas tensões residuais de compressão podem causar um defeito no revestimento com a formação de *blisters*, enrugamento ou aglutinação do revestimento que deixa um vazio entre o revestimento e o substrato, é uma perda local de adesividade com levantamento do filme no caso de tensão de compressão (Mattox, 2001).

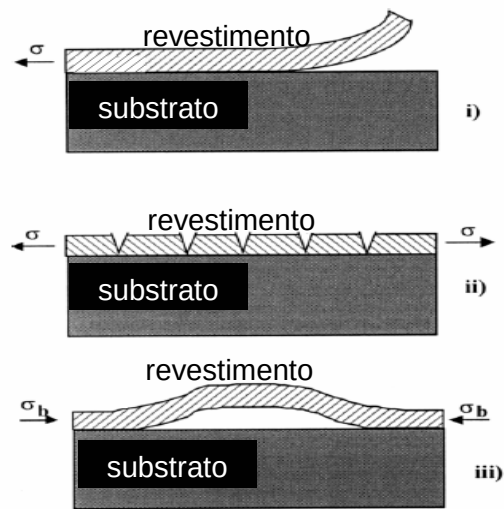


Figura 2.14 - Tipos de falhas do revestimento sob tensão residual (Teixeira, 2001).

2.5.1.3. Limpeza, Preparação e Modificação da Superfície do Substrato

A limpeza, preparação e processos de modificação do substrato podem ser importantes para a adesividade do revestimento. Naturalmente, camadas contaminantes que impedem a interação química entre a deposição do revestimento e o substrato devem ser eliminadas. As impurezas na superfície do substrato modificam a energia de ligação superficial entre o substrato e o revestimento, diminuindo a adesividade (Mattox, 2001).

A condição da superfície do substrato pode ser um importante fator na nucleação e no estágio de formação da interface do revestimento depositado. A presença de uma camada superficial, tal como um óxido ou um contaminante, como um hidrocarboneto, pode afetar a densidade de nucleação e impedir a reação e difusão do filme. Isto pode resultar em pobre adesividade, elevada resistência ao contato elétrico, quebra da estabilidade do revestimento a longo prazo, etc (Mattox, 2000).

Além da limpeza do substrato, existem técnicas de preparação e modificação da superfície que melhoram a adesividade do revestimento, como:

- Aplicação de uma camada intermediária, ou várias multicamadas de filmes diferentes, ou mesmo filmes com diversas camadas com diferentes concentrações dos elementos constituintes (Suzuki et al., 1998; Han et al., 1998; Wang et al., 1999 e Prengel et al., 2001) e camadas metálicas intermediárias, como a deposição de cobalto, com espessura controlada (Kwon et al., 2005). Essas camadas intermediárias tem a função de diminuir a discrepância entre as propriedades do substrato e do revestimento topo, como microdureza, tenacidade à fratura e coeficiente de expansão térmica;

- Bombardeamento do substrato por íons de titânio ou outro metal à uma alta tensão antes da deposição do revestimento, também melhora a adesividade. Íons de um metal de elevada energia chocam-se com o substrato e modificam a superfície. O processo gera pontos de nucleação que facilitam um subsequente crescimento do revestimento (Ikeda e Satoh, 1991 e Suzuki et al., 1998). O bombardeamento de íons de titânio e a deposição de uma camada intermediária de TiN melhora a tenacidade de ferramentas de WC-Co (PalDey e Deevi, 2001);
- Modificação das propriedades do substrato somente em regiões próximas à interface com o revestimento, através de técnicas como a nitretação por plasma que faz um pré-tratamento do substrato para melhorar as condições de suporte dos revestimentos duros, com as melhorias das características tribológicas, tecnologia conhecida como camadas dúplex (Mattox, 2001 e Franco Jr., 2003). A nitretação prévia do substrato proporciona ao revestimento uma melhor resistência ao desgaste através de um aumento na dureza e estabilidade química do substrato, e melhora a compatibilidade físico-química dos materiais envolvidos (Björk et al., 1999);
- Modificação do substrato através do encruamento ou endurecimento da superfície através de jateamento com partículas duras, como por exemplo, aplicação de *shot peening*. Para a deposição de revestimentos duros ou resistentes ao desgaste, também é importante que o material subjacente não deforme ou frature sob aplicação de carga, causando a fratura do revestimento (Mattox, 2001). O aumento da adesividade do revestimento com o aumento da microdureza do material subjacente é função direta da capacidade do substrato em suportar cargas (Sun et al., 1995).

A modificação mecânica do substrato, com a aplicação de técnicas como o jateamento de partículas duras ou outro processo que altera a textura da superfície, altera a rugosidade da superfície e pode melhorar ou degradar a adesividade, dependendo sobretudo da técnica de deposição utilizada para preencher ou ocupar as rugosidades da superfície, da morfologia do revestimento gerado (Mattox, 2001) e do nível de rugosidade criado.

A alteração da rugosidade do substrato deve ser realizada com cautela, pois revestimentos depositados em substratos muito rugosos tendem a ser poroso. Esse efeito está associado às sombras produzidas pelos picos elevados da superfície, os quais dificultam a deposição dos átomos incidentes nos vales do substrato (Mattox, 1996 e Franco Jr. et al., 2000).

A deposição preferencial nos pontos altos da superfície de um substrato rugoso tende a produzir um revestimento com uma estrutura colunar, com espaços vazios entre as colunas, o que determina o desenvolvimento de um revestimento pouco denso. Além do que, um revestimento poroso possui uma menor superfície de contato com o substrato, com isso, ocorre uma menor contribuição das forças de valência à adesividade (Mattox, 1996 e Franco Jr. et al., 2000).

2.5.2. Ensaios para Avaliação da Adesividade Prática de Revestimentos

Em geral, os ensaios de adesividade são utilizados como ensaios comparativos e não fornecem valores absolutos de resistência a adesividade (Mattox, 2001).

Embora exista uma grande quantidade de ensaios práticos para avaliar a adesividade de um revestimento sobre o substrato, nenhum deles pode ser considerado como ideal. Desta maneira, é interessante considerar aqueles fatores que poderiam definir o ensaio ideal (Bunshah, 2001):

- 1 - Não ser um ensaio destrutivo;
- 2 - Facilidade de adaptação para a rotina de ensaios complexos;
- 3 - Simples realização e interpretação dos resultados;
- 4 - Possibilidade de padronização e automação;
- 5 - Ensaio que mantenha a reprodutibilidade;
- 6 - Ensaio quantitativo;
- 7 - Diretamente relacionado à confiabilidade do revestimento para aplicações específicas.

Nenhum ensaio atualmente utilizado tem todos estes atributos, e os ensaios mais comumente utilizados são todos de natureza destrutiva. Realmente é difícil ver como um método não destrutivo poderia ser desenvolvido, dado o corrente entendimento sobre o assunto. Assim, é necessário que os ensaios atualmente utilizados sejam planejados, executados e interpretados da melhor maneira possível (Bunshah, 2001).

2.5.2.1. Medida da Adesividade

Os métodos utilizados para ensaios de adesividade de revestimentos podem ser reunidos em três grupos (Bunshah, 2001):

1 - Métodos de Nucleação: são ensaios baseados na medida da taxa de nucleação do filme, na densidade do filme, na condensação crítica dos materiais constituintes da camada e no tempo de deposição dos átomos constituintes do revestimento. Tais ensaios requerem

detalhada investigação através de microscopia eletrônica, e podem ser difíceis para realizar ou interpretar, e não são assim tão adequados como ensaios rotineiros;

2 - Métodos Mecânicos: a adesividade é determinada pela aplicação de uma força ao conjugado substrato/revestimento. Esta força pode ser normal à interface como no ensaio de tração, ou paralelo a ela, como no ensaio de cisalhamento. Alternativamente, as forças podem ser introduzidas dentro do conjugado substrato/revestimento por algum outro estímulo mecânico como no ensaio de indentação ou nanoindentação e ensaio de risco (*Scratch Test*);

3 - Métodos Variados: nestes ensaios, a adesividade é inferida através dos resultados de alguns métodos de ensaios indiretos como a utilização de difração de raio-X, ciclo térmico, dentre outros.

Os métodos mecânicos são de interesse mais prático, e os ensaios de indentação e risco (*Scratch Test*) tem sido utilizados extensivamente para caracterizar a adesividade de revestimentos finos (Bunshah, 2001). Por este motivo maior ênfase será dada a estes métodos.

2.5.2.2. Métodos Mecânicos

A seguir serão apresentados as características dos ensaios mecânicos de indentação mecânica e risco.

a) - Ensaio de Indentação Mecânica

Neste teste de adesividade uma trinca mecanicamente estável é introduzida dentro da interface substrato/revestimento utilizando-se um indentador convencional, como Vickers ou Rockwell. A resistência à propagação da trinca ao longo da interface é então utilizada como uma medida de adesividade ou de resistência à fratura. (Bunshah, 2001).

Apesar do teste tentar elucidar o comportamento da interface substrato/revestimento, ele é baseado, sobretudo, numa análise superficial qualitativa da impressão deixada após a indentação, na formação de trincas ou na delaminação do revestimento ao redor da borda da impressão indentada (Bunshah, 2001).

O teste de indentação é utilizado normalmente para revestimentos finos, o padrão de falha é utilizado para indicar o comportamento aceitável do revestimento em serviço. (Mattox, 2001).

O teste de indentação mecânica em revestimentos finos é fácil de ser utilizado num ambiente industrial, pois pode ser realizado através de um teste convencional de medida de dureza, por exemplo, Rockwell C. As bordas adjacentes da impressão deixada após a indentação do revestimento fino são avaliadas através de um microscópio óptico (Heinke et al., 1995; Ollendorf e Schneider, 1999).

Geralmente neste método é utilizado um indentador cônico padrão Rockwell C, que após a aplicação de uma carga máxima de 150 kgf (1471 N) pode gerar microtrincas laterais ou delaminação do revestimento no contorno da impressão deixada pela indentação. Após a indentação, a impressão é visualizada por microscopia óptica com aumento de 100 vezes, e a adesividade é classificada de acordo com um estudo comparativo dessas trincas, conforme os padrões indicados na ilustração da Fig. 2.15. Os padrões de trincas apresentadas em HF1 a HF4 representam morfologias típicas de revestimentos com suficiente adesividade, ao passo que as apresentadas em HF5 e HF6 representam uma adesividade insuficiente do revestimento. As grandes vantagens da aplicação deste método são baixo custo e facilidade operacional (Heinke et al., 1995 e Ollendorf e Schneider, 1999). Este teste de adesividade por indentação Rockwell C foi desenvolvido na Alemanha e padronizado pela VDI *Guidelines* 3198 (1991), e também pela DIN (Heinke et al., 1995).

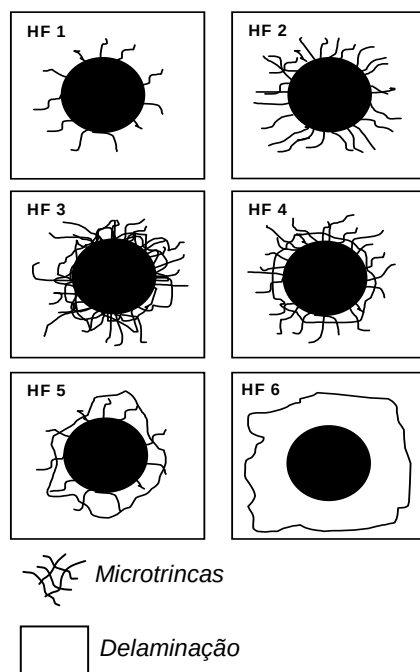


Figura 2.15 - Adesividade do revestimento definida de HF1-HF6 através de ensaio de indentação Rockwell C (VDI *guidelines* 3198, 1991 apud Heinke et al., 1995).

b) - Ensaio de Risco (*Scratch Test*)

O ensaio de risco tem sido utilizado extensivamente para avaliar a adesividade de revestimentos finos (Kabaldin e Izotov, 1987; Bennet e Matthews, 1995; Heinke et al., 1999; Batista, 2001; Bull et al., 2003 e Kupczyk et al., 2006).

Neste teste, um indentador, geralmente de diamante padrão Rockwell C, move-se transversalmente com velocidade pré-estabelecida sobre a superfície revestida com aplicação de uma força normal constante ou progressivamente crescente até a falha parcial e/ou completo destacamento do revestimento (Bunshah, 2001). Após a passagem do indentador, o trilho ou canal formado na superfície é analisado, geralmente, através de microscopia óptica ou eletrônica. Assim, é possível verificar o tipo mais característico de falha do revestimento, se de natureza coesiva ou adesiva.

Geralmente, duas cargas críticas são utilizadas para distinguir o tipo de falha no revestimento. A primeira carga crítica, L_{C1} , corresponde à falha coesiva do revestimento, isto é, são os primeiros defeitos ou falhas no interior do revestimento, normalmente com a formação de trincas. A segunda carga crítica, L_{C2} , corresponde ao destacamento do revestimento do substrato, caracterizando uma falha adesiva (Batista 2001).

Para Tavares (1997), o ensaio de risco peca na quantificação da adesividade, o que lhe renega para um caráter mais qualitativo, em virtude da dificuldade em conciliar o efeito da carga aplicada com os modos de falha do revestimento.

Alguns mecanismos responsáveis por falhas entre o revestimento e o substrato em ensaios de risco foram classificados por Burnett e Rickerby (1987) citado por Tavares (1997), de acordo com a Fig. 2.16 e descritos como se seguem.

As falhas dividem-se entre as de natureza coesiva e as de natureza adesiva, do seguinte modo (Burnett e Rickerby, 1987 apud Tavares, 1997):

- As figuras **a**, **b**, **c** e **d** podem ser consideradas falhas tipicamente coesivas. Em **a**, o desenho esquemático mostra fratura do revestimento devido à deformação (*buckling failure*). Se o grau de rugosidade for considerável, ou se ocorrer delaminação parcial à frente do indentador, o material do revestimento é conseqüentemente dobrado (deformado no sentido de avanço do indentador), devido às tensões desenvolvidas a fratura ocorre numa trajetória semicircular. Em **d** formam-se fissuras com trajetórias semicirculares devido à pressão da ponta do indentador, o material do revestimento ao ser deformado é ao mesmo tempo inserido no fundo do trilho, enquanto que nas partes laterais do fundo do trilho há um levantamento de pequenas lascas de revestimento (*chipping failure*) que são posteriormente depositadas à superfície do revestimento e paralelamente à direção de avanço do indentador. Ambas as falhas descritas tem a

característica comum de serem resultantes de um campo compressivo que precede a ponta do indentador. Em **b** e **c** há o levantamento de lascas de revestimento depositadas no fundo do trilho e/ou nas laterais pelo fato do material do revestimento ser quebradiço, contudo, sem revelar o substrato;

- As figuras **e**, **f**, **g** e **h** podem ser consideradas falhas do tipo adesivas. Em **e** ocorre o levantamento repentino de grande quantidade de material do revestimento; em **f** ocorre pequenas delaminações laterais e de pequenas porções no trilho onde o substrato torna-se visível; em **g** ocorre remoção do revestimento com exposição do substrato na zona do trilho marcada por trajetórias semicirculares; e em **h** ocorre a delaminação contínua e completa do revestimento dentro do trilho deixando o substrato exposto. Uma falha de natureza adesiva (*spallation failure*), como ocorre no desenho esquemático das figuras citadas anteriormente com o levantamento e destacamento de grandes lascas ou lâminas de revestimentos, pode estar relacionada com os diferentes graus de fragilidade do revestimento, as suas propriedades elasto-plásticas e ainda as tensões residuais internas do filme depositado.

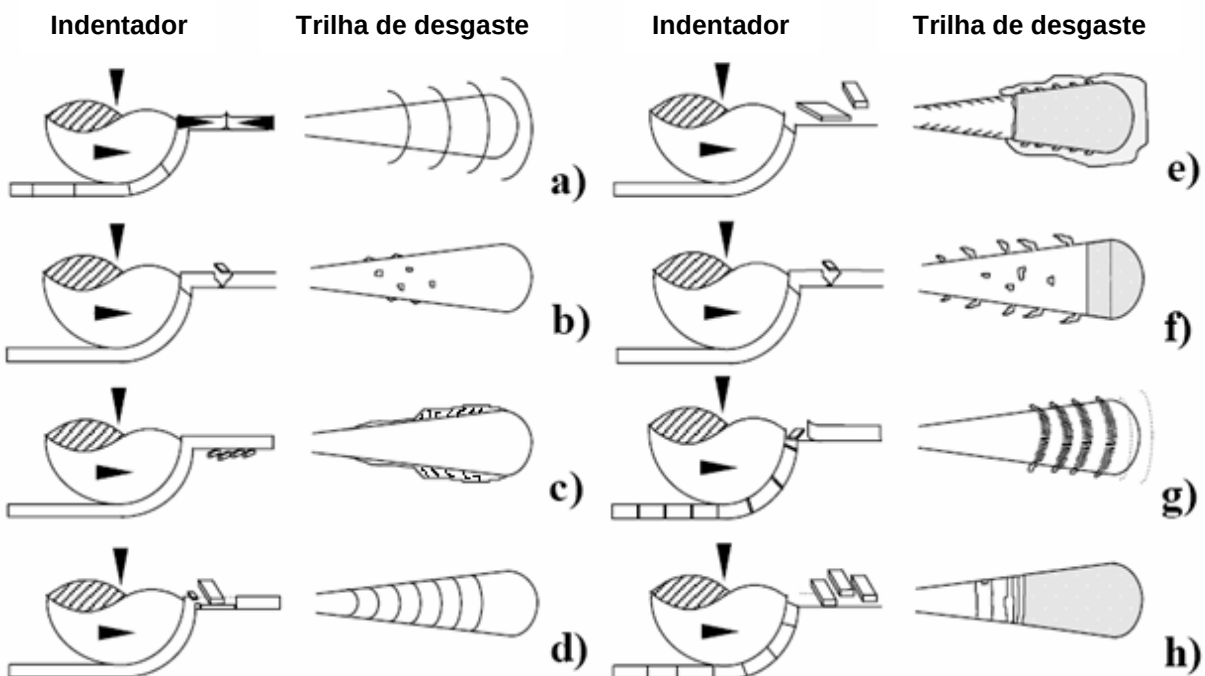


Figura 2.16 - Desenho esquemático dos principais modelos de falhas coesiva e adesiva de revestimentos finos em ensaios de risco (Burnett e Rickerby, 1987 apud Tavares, 1997).

Outra representação dos modos de falha do revestimento em ensaios de risco pode ser verificada na ilustração da Fig. 2.17, onde se tem:

- (a) - trincas angulares;
- (b) - trincas paralelas;
- (c) - trincas transversais semicirculares;
- (d) - lascamento do revestimento sem exposição do substrato;
- (e) - descamação do revestimento com exposição do substrato em pequenas áreas;
- (f) - destacamento completo do revestimento com exposição do substrato.

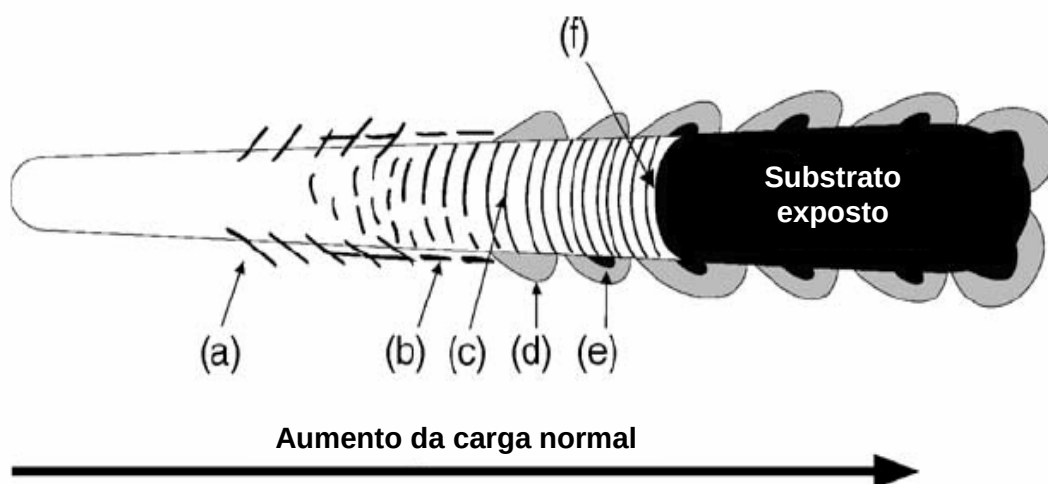


Figura 2.17 - Padrões típicos de fratura e destacamento do revestimento em ensaios de risco (Larsson et al. 1996 apud Holmberg et al., 2003).

É importante destacar que as Figs. 2.16 e 2.17 representam modelos de fratura do revestimento que possivelmente podem ser modificados de acordo com as características do processo de deposição do revestimento, influência das tensões residuais, o modo de acomodação do revestimento sobre o substrato, se o revestimento é monocamada ou se existem camadas intermediárias entre o substrato e o revestimento topo, o material e as características mecânicas e físicas do substrato, como sua tenacidade ou mesmo sua rugosidade, dentre outras.

Provavelmente, o acúmulo de material do revestimento ou do substrato na frente do indentador durante o teste também pode modificar as condições de contato da ponta com a superfície que está sendo riscada e desta maneira provocar modelos de fratura dos mais diversos tipos.

De acordo com Jacobs et al. (2003) a variação da forma da ponta do indentador, devido a algum tipo de dano ou o raio incorreto (normalmente o raio do indentador é de 200 ± 10 μm para ensaios de risco utilizando indentador Rockwell C, segundo norma Européia prEN 1071-3 (2000), pode ser a principal fonte de incerteza dos resultados obtidos no ensaio de risco, o que implica que o modo de fratura do revestimento também depende desta variação do indentador.

Nas Figuras 2.18 a 2.20 são mostradas fotos adquiridas em microscópio eletrônico provenientes de ensaios de risco onde os autores fizeram uma análise do desempenho de revestimentos finos. Nas Figuras 2.18 e 2.19, Batista et al. (2002) mostram como o tipo de fratura do revestimento pode ser alterada utilizando-se uma camada intermediária entre o substrato de aço A/SI H13 e o revestimento topo de TiN. Na Figura 2.18 o ensaio de risco foi realizado num substrato de A/SI H13 revestido de TiN monocamada. É possível identificar na foto a fratura por descamação do revestimento dentro e ao longo das extremidades do trilho formado. Já na Figura 2.19 o ensaio de risco foi realizado num substrato de A/SI H13 previamente nitretado a plasma e posteriormente revestido de TiN. Na foto a fratura exhibe trincas com trajetórias semicirculares ao longo da trilha de desgaste, típicas de trincas de tração, sem a ocorrência de destacamento do revestimento TiN.

No trabalho de Batista et al. (2002) os resultados mostraram que o substrato com revestimento *duplex* (nitretação a plasma + TiN) apresenta valores mais elevados de L_{C1} e L_{C2} em relação ao substrato apenas revestido de TiN, sendo que para L_{C2} o aumento foi significativo de 52,3 para 152,1 N, pois a nitretação a plasma melhora a capacidade do substrato em suportar carga e, conseqüentemente, a resistência ao risco do revestimento *duplex* é mais elevada.

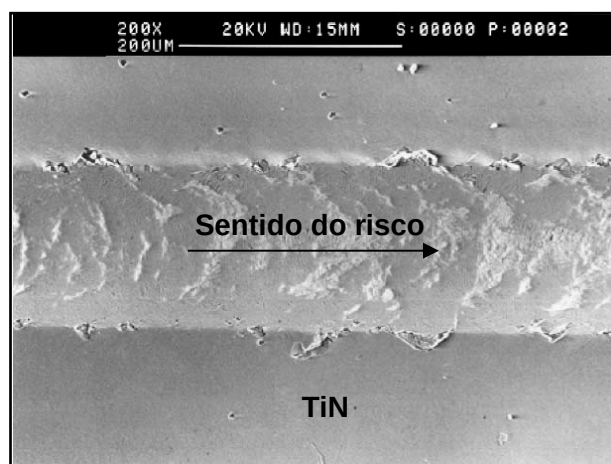


Figura 2.18 - Micrografia do risco na amostra revestida de TiN monocamada, direção do risco da esquerda para a direita, Batista et al. (2002).

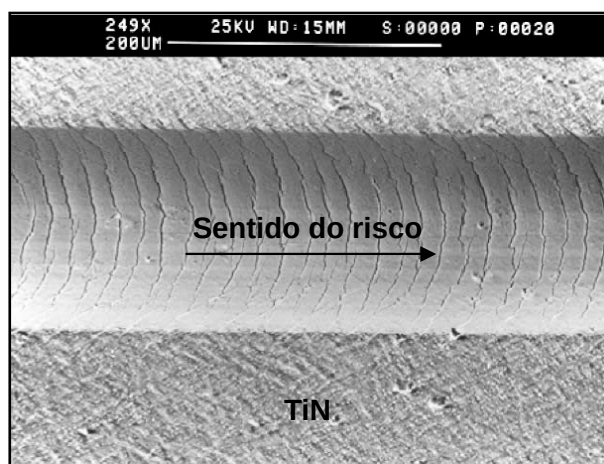


Figura 2.19 - Micrografia do risco na amostra duplex (nitretação a plasma + TiN), direção do risco da direita para a esquerda, Batista et al. (2002).

A Figura 2.20 mostra um tipo de fratura onde o revestimento de TiAlN monocamada depositado sobre um substrato de aço-rápido M2 é estilhaçado dentro da trilha de desgaste formada, sem exposição do substrato, característica comum em sistemas onde há uma certa discrepância entre as durezas dos materiais envolvidos.

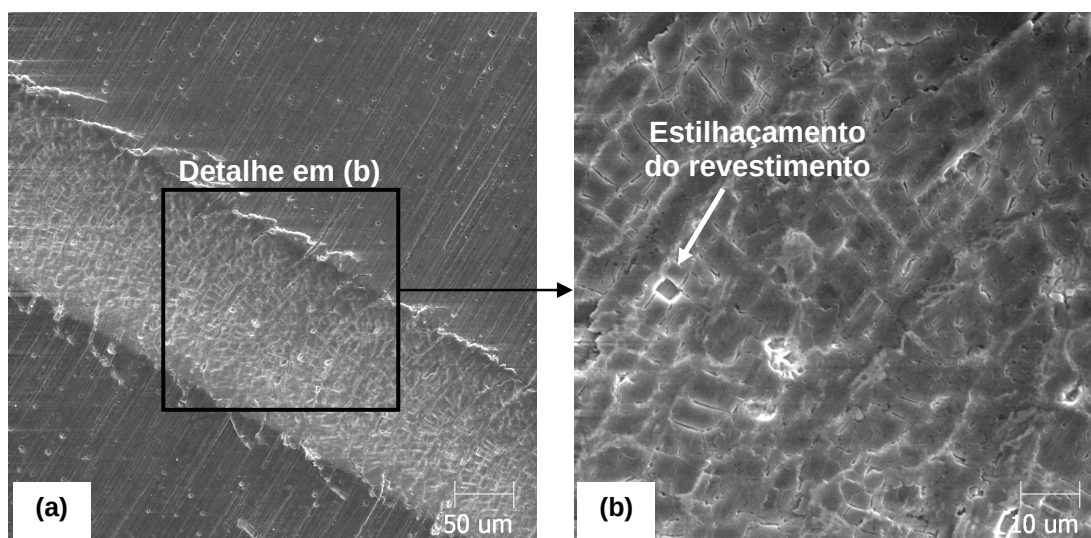


Figura 2.20 - Em (a) imagem de MEV mostrando uma trilha de desgaste para o conjugado aço-rápido M2/TiAlN, e em (b) detalhe do estilhaçamento do revestimento TiAlN, direção do risco diagonal inferior para superior, Viana (2004).

Além da utilização de microscopia óptica e eletrônica para verificar os modos de falha e o destacamento do revestimento, como se pode verificar nas figuras anteriores, o uso do

signal de emissão acústica e o monitoramento da força tangencial durante o ensaio de risco também são comumente utilizados como ferramentas investigativas nestes testes.

O uso da emissão acústica (AE) é adotado freqüentemente como um indicador *on-line* na detecção da fratura do revestimento. O sensor de emissão acústica permite a detecção da iniciação da fratura, e os padrões de risco dão uma indicação do tipo de falha (Mattox, 2001).

A análise dos modos de falha do revestimento através de emissão acústica é realizada em consequência da emissão de ondas acústicas elásticas resultantes da liberação de energia no instante das falhas de coesividade ou de adesividade do revestimento. Entretanto, a informação do sinal de AE deve sempre ser validada pela inspeção *off-line* dos danos causados pela passagem do indentador (Tavares, 1997), principalmente utilizando microscopia óptica ou eletrônica, como pode ser verificado na Fig. 2.21.

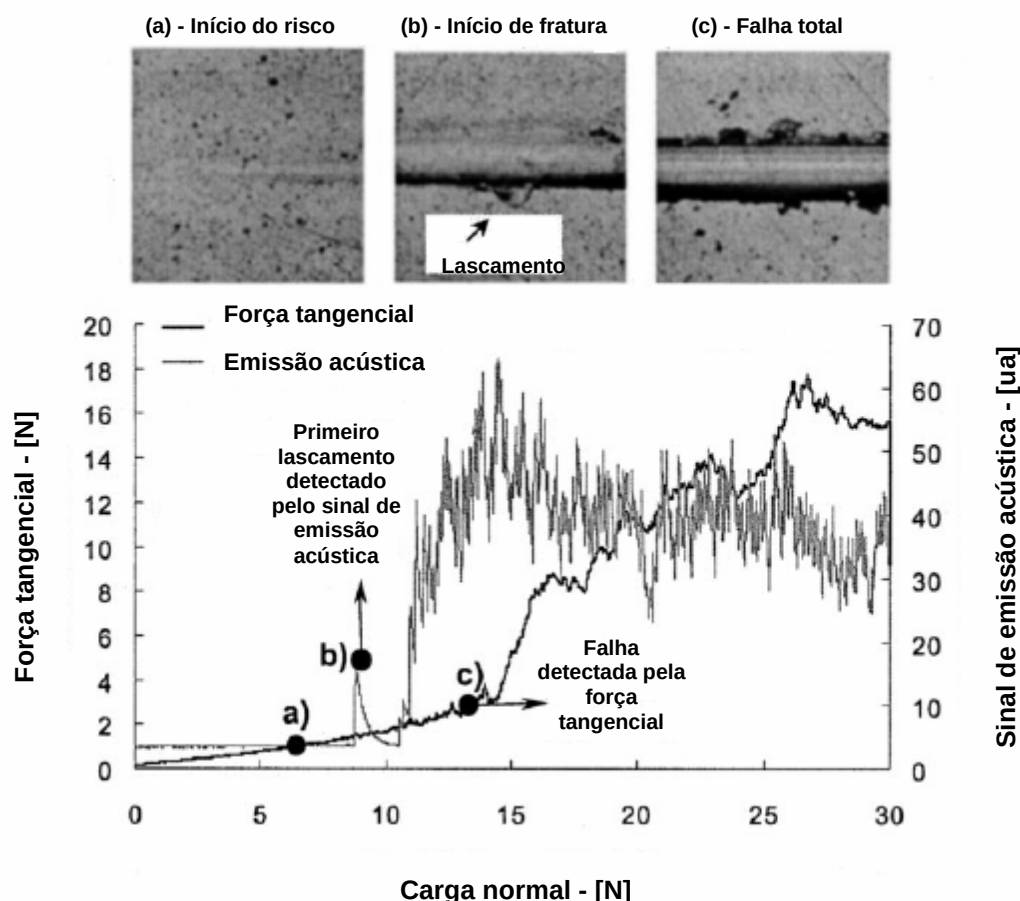


Figura 2.21 - Ensaio de risco em amostras de aço revestidas de CrN com monitoramento da força tangencial e do sinal de emissão acústica (Choo e Lee, 2000).

2.6. Outros Métodos para Caracterização de Revestimentos

A seguir é apresentada uma síntese de outros métodos utilizados na caracterização de revestimentos. Estes métodos além de auxiliarem na explicação dos possíveis fenômenos que ocorrem na superfície e na interface revestimento/substrato, possibilitam classificar os revestimentos conforme seus respectivos desempenhos e também permitem valorizar ou agregar mais importância ao trabalho que está sendo desenvolvido, principalmente, quando é possível unir a usinagem dos materiais com a engenharia de superfície.

2.6.1. Ensaios de Desgaste

Os ensaios de desgaste aqui citados são os ensaios de microabrasão do tipo esfera livre e deslizamento.

O ensaio de microabrasão é muito utilizado na indústria para medir a espessura da camada do revestimento, sendo conhecido como *calowear* ou *calotest*.

Este ensaio consiste em produzir a impressão de uma calota esférica sobre a superfície da amostra que está sendo estudada, através de partículas abrasivas dispersas em água e aplicadas entre a amostra e uma esfera em rotação.

Além da possibilidade de se determinar o valor da espessura do revestimento, o ensaio permite, também, determinar o coeficiente de desgaste do revestimento, controlando-se a carga normal aplicada e o número de rotações da esfera. As variáveis do ensaio de microabrasão são a carga aplicada sobre a amostra, a fração volumétrica de abrasivo em mistura com a água, tipo e tamanho de grão abrasivo e a rotação da esfera. A variação dessas grandezas, principalmente, a fração de abrasivo e a carga sobre a amostra, permitem a alteração do mecanismo de desgaste predominante (Santos, 2002).

A Figura 2.22 mostra um equipamento de microabrasão utilizado por Santos et al. (2004), em testes realizados em brocas de aço-rápido revestidas TiN, TiCN, TiAlN/WCC (carboneto de tungstênio e carbono) e TiN/TiAlN-multicamadas, e também em brocas de metal duro revestidas de TiN, TiAlN, TiAlN/MoS₂ (bisulfeto de molibdênio) e TiN/TiAlN-multicamadas. Os resultados do trabalho de Santos et al. (2004) mostraram que o TiCN foi o revestimento que obteve o menor coeficiente de desgaste em virtude de sua capacidade de suportar a propagação de trincas.



Figura 2.22 - Versão de um equipamento utilizado para ensaio de microabrasão (Santos et al., 2004).

No ensaio de deslizamento existem várias configurações de montagem do experimento que permitem determinar o coeficiente de atrito entre as superfícies, a taxa de desgaste ou mesmo a profundidade máxima do desgaste. Normalmente, as variáveis do ensaio são a velocidade de deslizamento, a carga normal, as condições de lubrificação, os materiais do corpo e contra corpo e os revestimentos. O ensaio de deslizamento utilizando dois cilindros em cruz é uma das configurações mais utilizadas neste tipo de caracterização de revestimentos. A Figura 2.23 mostra a montagem deste tipo de ensaio.

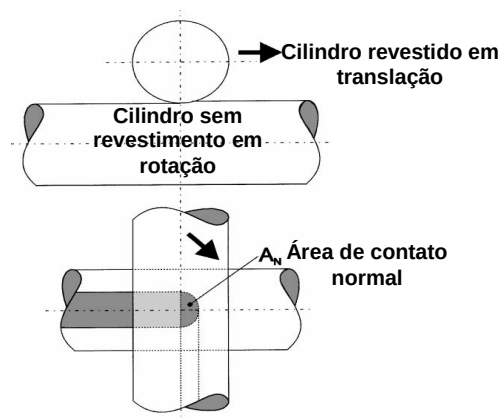


Figura 2.23 - Desenho esquemático do ensaio de deslizamento de cilindros em cruz (Berger e Hogmark, 2002).

2.6.2. Ensaio de Impacto em Revestimentos

Este ensaio é normalmente utilizado para caracterizar as propriedades de fadiga em revestimentos finos e a fluência em revestimentos espessos. O ensaio consiste em indentar um penetrador esférico oscilante, normalmente de metal duro, várias vezes na superfície do revestimento a ser analisado com uma força máxima constante. O número de impactos pode chegar a 10^6 durante o teste, sendo a força de impacto continuamente monitorada através de um dinamômetro piezoelétrico. A carga de impacto e o número de impactos podem induzir falhas no revestimento e assim caracterizá-lo quanto as suas propriedades mecânicas (Bouzakis e Siganos, 2004).

Vários trabalhos já foram publicados utilizando este método de caracterização de revestimentos. Um exemplo disso é o trabalho de Batista (2001), onde a autora fez ensaios de impacto em revestimentos TiN-monocamada e duplex TiN. Nestes testes a força de impacto utilizada foi de 900 N com frequência de 8 Hz e cada amostra foi sujeita a 10^3 , 10^4 e 5×10^4 impactos. O revestimento duplex TiN ofereceu maior resistência ao impacto do que o TiN-monocamada. Segundo Tschiptschin (2004) a nitretação por plasma é uma técnica de pré-tratamento do substrato que modifica as propriedades do substrato somente em regiões próximas à interface com o revestimento, melhorando as condições de suporte de revestimentos duros, com melhoria das características tribológicas.

2.7. Superfícies Texturizadas

A textura é a composição de desvios típicos de uma superfície real, que incluem a rugosidade e as ondulações (ANSI/ASME, 2002).

Nas últimas duas décadas a modificação da topografia de uma superfície, criando um micro-relevo composto de asperidades e depressões uniformemente distribuídas, tem recebido grande atenção. O processo, conhecido como texturização superficial, tem sido utilizado com grande sucesso em muitas aplicações com o objetivo de aumentar o desempenho das superfícies em vários aspectos (Costa, 2005).

O processo de texturização pode alterar substancialmente a morfologia da superfície de uma maneira controlada. A textura é realizada somente quando e onde for necessário, o que afeta a função e a confiabilidade dos componentes em engenharia.

A texturização artificial ou controlada de uma superfície pode ser utilizada para diversas aplicações, como para melhorar a lubrificação em componentes mecânicos em deslizamento ou rolamento, remoção de resíduos de desgaste, aumento do atrito, redução do “gripamento” entre superfícies em contato, melhoria do travamento mecânico entre superfícies, melhoria da adesão, aumento da capacidade de vedação dos elementos

mecânicos, controle da molhabilidade da superfície, aumento da resistência mecânica, efeitos aero e hidrodinâmicos, efeitos estéticos, e aumento da transferência de calor (Costa, 2005), dentre outras aplicações.

Na usinagem, a texturização superficial vem sendo aplicada principalmente para melhorar a adesividade de revestimentos duros sobre ferramentas de corte. Diversos métodos podem ser utilizados para provocar uma modificação na textura do substrato de uma ferramenta. Dentre eles tem-se a retificação, o polimento, o jateamento de partículas duras - *Microblasting*, jateamento interrompido de granalha *Shotpeening*, jato de água interrompido com ou sem abrasivo a elevada pressão - *Water Peening*, eletroerosão, eletroquímica, ataque químico com ácidos (HCl (ácido clorídrico), H₂SO₄ (ácido sulfúrico) e HNO₃ (ácido nítrico)), laser e os mais diversos processos que contam com algum controle (Tonshoff e Seegers, 2000; Bouzakis et al., 2001; Tiejun et al., 2002; Lima et al., 2005 e Polini, 2006).

A seguir será realizada uma breve explanação sobre a aplicação do jateamento de partículas duras e o laser na modificação de substratos para a deposição de revestimentos em ferramentas de corte, que foram os dois métodos utilizados neste trabalho.

2.7.1. Métodos de Modificação de Substratos de Ferramentas de Corte

A seguir são comentados os métodos de modificação do substrato de ferramentas de corte por jateamento e por laser.

2.7.1.1. Modificação do Substrato por Jateamento

A preparação da superfície do substrato de ferramentas com um tratamento prévio é muito usual comercialmente no processo de deposição de revestimentos. Uma técnica utilizada é o bombardeamento em altas velocidades da superfície do substrato com pós de vidro ou óxido de zircônio. Este processo é conhecido como *microblasting*, limpeza por jateamento de partículas duras (Lewis et al., 1996).

O tratamento prévio do substrato por jateamento pode melhorar o desempenho das ferramentas de corte revestidas, pois reduz ou remove os defeitos de manufatura ao longo das arestas de corte da ferramenta; altera a microgeometria da ferramenta; a erosão da superfície do substrato promove um efeito fundamental no ancoramento do revestimento depositado; formação de um revestimento com uma microestrutura de grãos colunares densamente compactada; induz tensões compressivas no substrato; altera a microdureza do substrato e reduz a delaminação entre o revestimento e a superfície do substrato (Lewis et al., 1996; Bunshah, 2001 e Klocke et al., 2007).

Em substratos de metal duro, o pré-tratamento da superfície por jateamento otimiza o desempenho dos revestimentos depositados por PVD, que podem falhar devido às propriedades insuficientes da sub-superfície do substrato da ferramenta (Tonshoff e Seegers, 2000).

A sub-superfície de ferramentas de metal duro passam por uma forte modificação durante o processo de retificação. Elevadas forças e deformações plásticas são aplicadas à superfície pelos grãos do rebolo. Além disso, elevadas temperaturas são geradas na zona de contato entre o rebolo e o substrato. O fluido refrigerante utilizado, assim como, as condições de atrito entre a ferramenta e o rebolo, afetam a distribuição de temperatura durante o processo de retificação da ferramenta, causando um elevado gradiente de temperatura, que conduz a elevados gradientes de tensões residuais na sub-superfície da ferramenta. Somando-se a isso, as cargas adicionais geradas durante a operação de usinagem da ferramenta, já revestida, induzem a um estado de elevadas tensões na sub-superfície do substrato. A carga total a que a sub-superfície da ferramenta está submetida é um fator muito importante para a resistência à adesividade do revestimento. Para aumentar a resistência à adesividade dos revestimentos PVD, falhas da sub-superfície da ferramenta devem ser evitadas (Tonshoff e Seegers, 2000).

Uma possibilidade para evitar essas falhas é modificar as propriedades da sub-superfície da ferramenta por um tratamento prévio, utilizando *microblasting* ou (*water peening*), que modificam as tensões residuais e a micro-topografia do substrato da ferramenta. Ambos os tratamentos são uma combinação de remoção e modificação de propriedades do material numa profundidade crítica da sub-superfície do substrato (Tonshoff et al., 1997 e Tonshof et al., 1998).

A Figura 2.24 mostra os resultados na furação de um aço Ck 45 sem aplicação de fluido de corte com brocas de metal duro revestidas de TiAlN, sem e com o tratamento prévio do substrato por jateamento. A Figura 2.24 indica um rápido desgaste da aresta de corte da ferramenta sem tratamento prévio quando comparada com a ferramenta com substrato tratado. A ferramenta somente retificada apresenta falhas na região sub-superficial do substrato causando o lascamento do revestimento na aresta de corte.

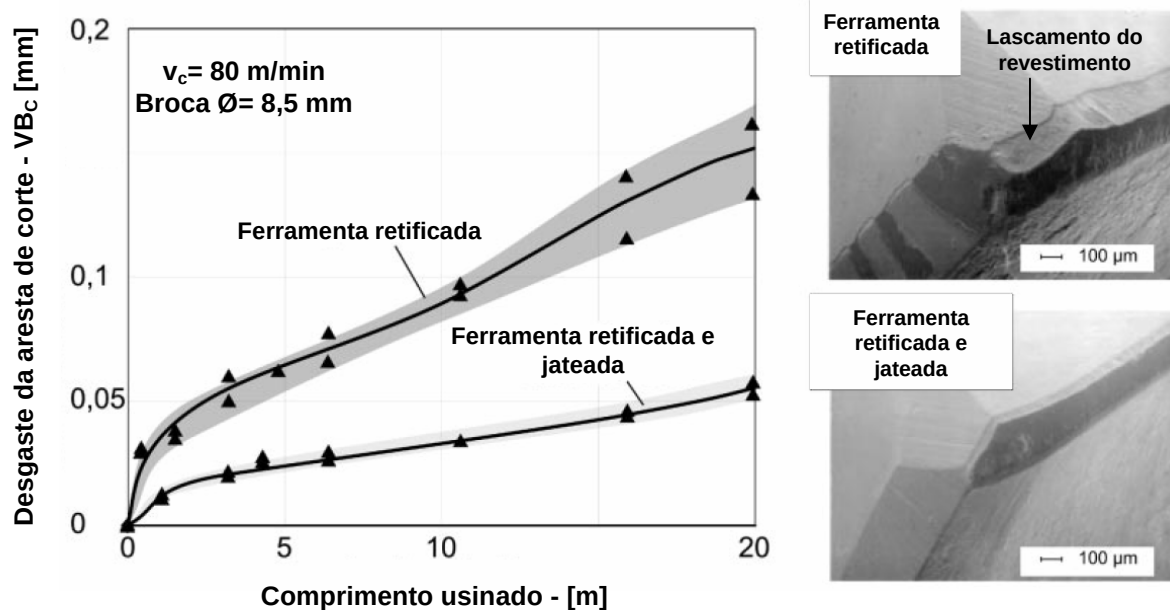


Figura 2.24 - Comportamento ao desgaste de brocas de metal duro revestidas de TiAlN com e sem tratamento prévio do substrato (Thonshoff e Seegers, 2000 apud Mohlfeld, 2000).

Um fator importante a ser considerado no jateamento é o tamanho das partículas utilizadas no processo. Caso o diâmetro das partículas jateadas seja maior do que os grãos dos carbonetos da ferramenta de metal duro, uma forte deformação plástica ocorrerá na sub-superfície do substrato. Porém, se o diâmetro das partículas jateadas for menor do que os grãos dos carbonetos da ferramenta, aumenta-se o efeito abrasivo do processo de jateamento (Tonshoff e Mohlfeld, 1998).

No tratamento de ferramentas de metal duro é importante manter certa abrasividade do processo de jateamento, já que as ferramentas apresentam após a sinterização, uma camada de cobalto na zona superficial. Esta camada deve ser removida antes do processo de deposição do revestimento, pois ela interfere quimicamente na formação da interface substrato/revestimento, afetando a nucleação, o crescimento e, por conseguinte, a adesividade do revestimento (Silva 1997 e Tiejun et al., 2002).

Essa abrasividade do processo de jateamento deve ser muito bem controlada, uma vez que as partículas abrasivas, quando bombardeadas no substrato de metal duro, podem arrancar os grãos de carbonetos da matriz de cobalto. Os carbonetos distribuídos na matriz de cobalto da ferramenta devem ficar suficientemente incrustados na matriz. Para isso é necessário que a microrugosidade do substrato após o jateamento seja menor do que o raio médio do carboneto (Bouzakis et al., 2005). Por outro lado, os carbonetos devem ficar suficientemente expostos para que dessa maneira eles possam servir como pontos de ancoramento do revestimento. Além do que, seja pelo efeito abrasivo ou de deformação

plástica, é necessário evitar que as partículas impelidas pelo processo causem a fratura dos carbonetos.

Observa-se que, embora o jateamento de partículas duras seja um processo de fácil execução, há a necessidade de um controle rigoroso dos parâmetros do processo, que podem influenciar diretamente no desempenho da superfície (Bouzakis et al., 2005). Dentre estes tem-se:

- a pressão adequada de jateamento;
- a distribuição, o tamanho e a forma das partículas impelidas contra o substrato;
- o tempo de jateamento;
- a distância (*gap*) entre o bico e a superfície jateada;
- a limpeza prévia da superfície, uma vez que o jateamento não garante a limpeza adequada de óleos e graxas.

A dinâmica natural do processo de jateamento, já cria uma textura superficial desordenada no substrato. Com um controle inadequado dos fatores citados anteriormente, a busca pela uniformidade da textura é quase impossível e, no caso de ferramentas de metal duro, fica mais difícil uma remoção uniforme da camada de cobalto e a garantia de que nenhum dano será causado aos carbonetos de tungstênio presentes na matriz.

2.7.1.2. Modificação do Substrato por Laser

A palavra LASER é formada pelas primeiras letras das partes sucessivas da locução em inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation* (NDCEE, 1999), em português Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação.

O laser é um dispositivo que gera uma luz monocromática coerente que pode ser focada e concentrada, dentro de um feixe estreito de intensa energia (NDCEE, 1999).

Esse dispositivo é uma fonte de energia fotônica com propriedades únicas. Conforme a Figura 2.25, um laser consiste basicamente de três partes (Arroyo, 2009):

- Meio ativo: essa parte contém os átomos (ou moléculas), onde seus elétrons através dos saltos de níveis de energia emitem luz (fótons), que finalmente constituirão a luz laser. O meio ativo pode ser gasoso, sólido ou líquido, utilizando, por exemplo, cristal de rubi dopado com safira, mistura de gases como hélio e neônio, ou dispositivos de estado sólido como diodos laser;
- Fonte de energia: o trabalho da fonte de energia é fazer com que a maioria dos átomos com seus elétrons fiquem excitados, a fim de que nos decaimentos de energia haja

produção de luz, emissão de fótons. Quando a maioria dos átomos apresenta elétrons no estado excitado, diz-se que ocorreu uma “inversão de população”, onde os elétrons passam de um estado de mais baixa energia para um estado excitado por emissão estimulada. Várias fontes de energia podem ser utilizadas para excitar o meio ativo. Nos lasers industriais as fontes mais comuns são: elétrica, óptica e química;

- Cavidade óptica: consiste de um meio para promover o ganho do laser e um mecanismo para permitir que uma quantidade de energia deixe o meio para ser utilizada em aplicações, gerando o feixe de laser.

Adicionalmente, um laser necessita também de sistemas de potência e controle e, frequentemente, de um sistema de refrigeração.

Os lasers têm múltiplas aplicações no processamento dos materiais em diversas operações de manufatura, incluindo soldagem, usinagem e tratamento de superfícies (NDCEE, 1999).

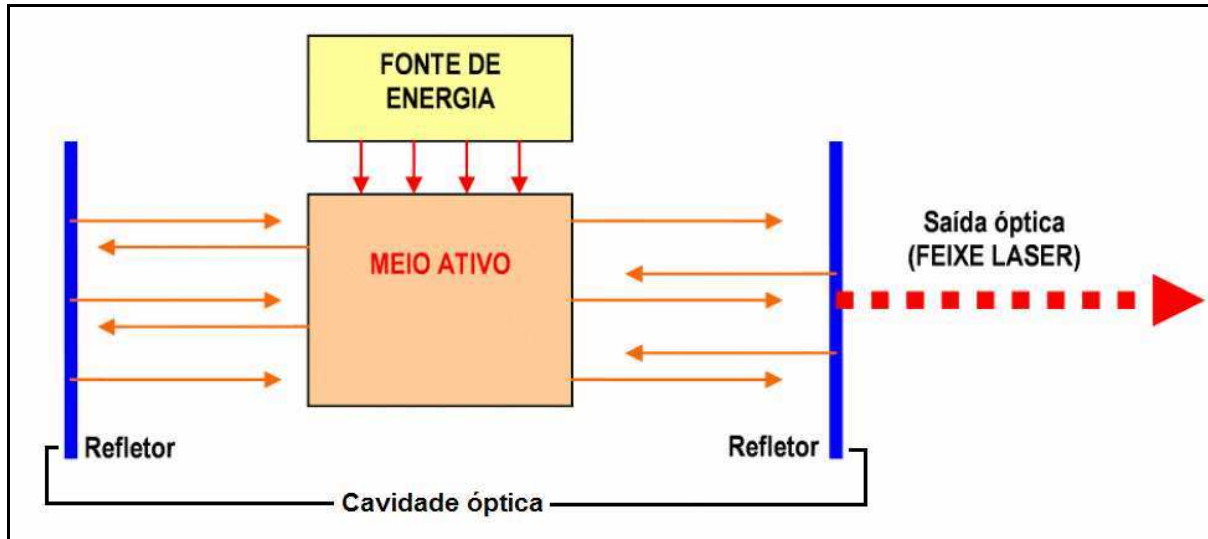


Figura 2.25 - Constituição básica de um laser (Arroyo, 2009).

O processamento de materiais utilizando um feixe de laser é uma área de importância industrial crescente, cuja aplicação bem sucedida depende da escolha apropriada do sistema laser, assim como de uma adequada compreensão da física do processo (Zhang e Yao, 2004 apud Arroyo, 2009).

Uma das mais importantes características do laser no processamento de materiais é sua capacidade de transmitir uma quantidade elevada de energia para uma pequena área

focalizada sobre a amostra, produzindo um rápido aquecimento da região. A radiação laser que atinge a superfície da amostra é em parte absorvida e em parte refletida. A camada que é absorvida transforma-se em calor numa camada fina próxima a superfície (Oliveira, 2006).

A boa qualidade no processamento de uma superfície que recebe uma radiação por feixe de laser depende de uma combinação entre as propriedades do material e parâmetros do feixe de laser.

Basicamente, as propriedades do material de maior influência no processamento a laser da superfície são (Ready, 1997 apud Oliveira, 2006):

- Capacidade de absorção do material: a reação do material à absorção da energia do laser depende do fluxo de calor no material, sendo este dependente das propriedades do material, como a condutividade térmica (K), calor específico (c), densidade (ρ) e difusividade térmica (k);
- Refletividade da superfície: é a quantidade de energia perdida pelo material, que depende da composição, acabamento e estado de oxidação da superfície. O comprimento de onda e o ângulo de incidência do feixe de laser também influenciam na refletividade do material;
- Propriedades termodinâmicas do material: como resultado da absorção da energia do laser, o material pode sofrer alterações em seu estado físico com o aumento da temperatura, causando mudanças de fase, como, fusão (calor latente de fusão do material L_f) e vaporização (calor latente de vaporização do material L_v).

Para um laser pulsado, caso do laser utilizado neste trabalho, os principais parâmetros de influência no processamento do material são (Oliveira, 2006 e Arroyo, 2009):

- Potência média do laser [P]: é relativamente baixa comparada com outras fontes de energia. Os lasers pulsados tem normalmente uma potência média menor que 100 W. Um laser pulsado com mais de 1 KW é considerado de alta potência;
- Energia do pulso [E]: é a razão entre a potência média do laser [W] e a frequência de pulsação do laser [Hz]. Pode variar desde 10^{-9} J até mais de 1 J;
- Tempo do pulso [τ]: a duração do pulso pode ser de vários femtossegundos [fs] [10^{-12} s] até mais de 1[s];
- Diâmetro do feixe de laser: pode ser menor do que 1 [μm] até mais de 10 [mm];
- Intensidade, densidade de potência ou irradiância do laser [I_0]: é dada por $E/(\tau \cdot \pi \cdot r^2)$, onde, E é a energia do pulso, τ é o tempo do pulso e r é o raio do feixe de laser. Geralmente, a intensidade do laser é indicada em W/cm^2 .

Quanto maior a intensidade do laser maior será a temperatura despendida sobre o material, podendo ser suficiente para induzir mudanças de fase no mesmo (Dumitru et al., 2005).

A Tabela 2.2 mostra alguns valores de intensidade do laser que podem provocar alteração física no material (Duley, 1976 e Ready, 1997 apud Oliveira, 2006).

Tabela 2.2 - Mudanças de fase no material conforme intensidade do laser (Duley, 1976 e Ready, 1997 apud Oliveira, 2006).

Mudança de fase/estado	Intensidade do laser
Fusão	$\sim 10^5 \text{ W/cm}^2$
Vaporização	$> 10^6 \text{ W/cm}^2$
Formação do plasma	$\geq 10^8 \text{ W/cm}^2$

O controle da intensidade do laser pode provocar desde mudanças superficiais no material (endurecimento superficial, revenimento), remoção precisa de material (microusinagem, gravação) ou até mesmo a remoção substancial de material (corte, furação) (Dumitru et al., 2005).

Resumidamente, conforme apresentado, a técnica utilizada no tratamento de superfícies com laser envolve um feixe focado que transfere uma parte de sua energia para a peça. A energia absorvida pela peça conduz ao aumento local de temperatura, seguido possivelmente por mudanças de fase (fusão, vaporização) da superfície, que conseqüentemente, provoca o deslocamento ou remoção de material (ablação) (Allmen, 1987). Uma grande vantagem da utilização do laser na texturização de superfícies é que a sua aplicação pode ser localizada, atingindo exatamente a área selecionada do elemento a ser tratado, com uma distribuição uniforme da textura.

Dependendo do método utilizado há a possibilidade de criar vales e picos contínuos de material deslocado sobre a superfície da peça, pelo aproveitamento da elevada energia aplicada e uma rotina pré-estabelecida do feixe de laser. Geralmente, esses vales e picos são interconectados e são uniformemente distribuídos sobre a superfície (Fu et al., 2001), isto é, o feixe de laser cria uma padronização da textura superficial.

A padronização da textura superficial é importante para o desempenho do elemento tratado, principalmente, em ferramentas de corte revestidas. No caso de ferramentas de corte, a padronização da textura, provavelmente, uniformiza o travamento mecânico do revestimento sobre o substrato, conseqüentemente, diminui-se a possibilidade de falha do revestimento por falta de adesividade.

No trabalho desenvolvido por Neves et al. (2006), os autores verificaram a influência da texturização a laser antes da aplicação do revestimento TiN em brocas de aço-rápido, na usinagem de um aço inoxidável austenítico AISI 304 nas seguintes condições de corte: $v_c = 22; 27,5$ e 33 m/min, $f = 0,09$ mm/volta, com aplicação de fluido de corte.

Os resultados obtidos mostraram o excelente desempenho das brocas tratadas com laser em relação às brocas sem tratamento. Para a velocidade de corte de 22 m/min as brocas tiveram o mesmo desempenho, 100 furos usinados para cada ferramenta, e um desgaste de flanco no final do ensaio de 0,21 mm para a broca sem tratamento e 0,11 mm para a broca texturizada a laser. Já para as velocidades de corte de 27,5 e 33 m/min as brocas sem tratamento usinaram 8 e 17 furos, respectivamente, ocorrendo a quebra das mesmas no final do ensaio, enquanto que as brocas texturizadas a laser usinaram 100 furos para as duas velocidades, com um desgaste de flanco no final do ensaio de 0,12 mm para a velocidade de 27,5 m/min e um desgaste de 0,09 mm para a velocidade de 33 m/min.

De acordo com os autores a texturização a laser foi capaz de melhorar o ancoramento do TiN, mantendo-o por um período mais longo durante a operação de usinagem, conseqüentemente, aumenta-se a vida da ferramenta.

No trabalho de Neves et al. (2006) a avaliação da adesividade do revestimento TiN foi realizada por meio de ensaios de indentação Rockwell com cargas estáticas de 60, 100 e 150 kgf, os resultados desta avaliação podem ser observados por meio da Fig. 2.26.

A Figura 2.26 mostra que o destacamento ou delaminação do TiN ocorreu nos dois substratos, com e sem textura laser, porém no substrato texturizado a laser, a zona delaminada é bem menor, com pequenos pontos de delaminação descontínua do revestimento. As irregularidades provocadas pelo laser promovem um melhor ancoramento mecânico do filme.

Em ferramentas de metal duro a texturização a laser está focada, principalmente, na modificação de substratos que posteriormente serão revestidos de diamante (Lee et al., 1998; Cappelli et al., 1999 e Tiejun et al., 2002).

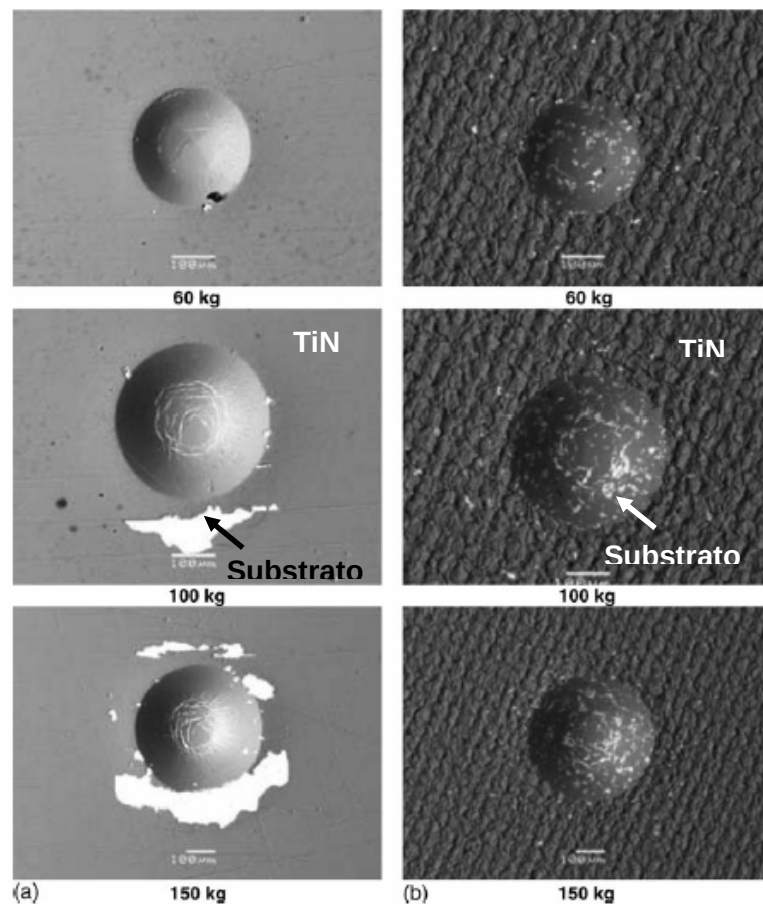


Figura 2.26 - Aspecto das indentações Rockwell nos substratos de aço-rápido revestidos de TiN - (a) sem texturização a laser e (b) com texturização a laser (Neves et al., 2006).

Filmes de diamante depositados por CVD podem sofrer descamação durante a usinagem, em virtude da sua pobre adesividade sobre o substrato de metal duro. As razões para a pobre adesividade desses filmes são as elevadas tensões residuais formadas na interface substrato/revestimento e a camada de cobalto que prejudica o crescimento e a nucleação do filme. O cobalto tem um efeito catalizador que estimula a dissolução e difusão do carbono formador do filme no substrato. Porém, esse efeito é prejudicial, pois o cobalto cataliza o crescimento do filme de diamante na forma de grafite ou camadas amorfas que fragilizam a interface revestimento/substrato (Tiejun et al., 2002).

Geralmente, para resolver este problema da falta de adesividade de filmes de diamante, utiliza-se técnicas mecânicas como - *microblasting*, *shotpeening* ou *water peening*; ou ataques químicos com ácidos - HCl, H₂SO₄ e HNO₃, na tentativa de remover a camada de cobalto. Entretanto, essas técnicas não são tão eficientes. Por isso, a utilização da texturização a laser é uma alternativa, pois pode eliminar de forma mais uniforme a camada de cobalto e ainda criar uma microtopografia superficial caracterizada por um intercalamento

padrão de “picos e vales”, em função da ablação da superfície (Tiejun et al., 2002). Essa microtopografia pode melhorar ainda mais a adesividade do filme de diamante.

Um dos poucos trabalhos publicados que enfatizam o tratamento de ferramentas de metal duro com laser e posteriormente revestidas com revestimentos duros comerciais é o trabalho de Arroyo (2009). O trabalho foi desenvolvido em 3 etapas. Duas dessas etapas serão descritas aqui, a 1ª e a 3ª, conforme descrição resumida a seguir:

1ª Etapa: Esta etapa serviu para identificar as características da interação entre um laser pulsado de CuHBr (Hidreto de Cobre e Bromo) com um substrato de metal duro sem revestimento, avaliando experimentalmente as mudanças estruturais e topográficas na superfície do metal duro quando tratado com diferentes intensidades do laser ($I_0 = 137, 239, 273, 308$ e 410 MW/cm^2 com $q_p = 32$ pulsos do laser) e quantidades de pulsos do laser ($q_p = 16, 32, 64, 128$ e 256 com intensidade do laser de $I_0 = 273 \text{ MW/cm}^2$).

Os resultados desta etapa são indicados por meio das Figs. 2.27 e 2.28 que mostram as morfologias dos substratos de metal duros após a texturização a laser. De acordo com a Figura 2.27, as variações na intensidade do laser provocaram desde uma mudança superficial mínima com ablação do material quase que imperceptível com $I_0 = 137 \text{ MW/cm}^2$, passando por fusão e evaporação do Co e fusão do WC, até evaporação e sublimação instáveis de ambos Co e WC, com fluxo irregular de material fundido e ablação violenta da superfície com padrão de trilhas irregulares e gotículas de material ressolidificado com $I_0 = 410 \text{ MW/cm}^2$.

A Figura 2.28 mostra superfícies de metal duro após a passagem do feixe com a variação da quantidade de pulsos do laser. Nesta figura evidencia-se desde trilhas formadas por material refundido e ressolidificado do material com numerosos furos formados pela expulsão de gases da superfície com $q_p = 16$ pulsos, até uma estrutura de fileiras de furos com diâmetros de aproximadamente $6 \mu\text{m}$ e periodicidade de aproximadamente $14 \mu\text{m}$, com bordas paralelas formadas pelas ondas de material refundido deslocado e ressolidificado com $q_p = 256$ pulsos. Nas Figuras 2.27 e 2.28 observa-se também o aumento da rugosidade R_{Z-ISO} com o aumento da intensidade e quantidades de pulsos do laser.

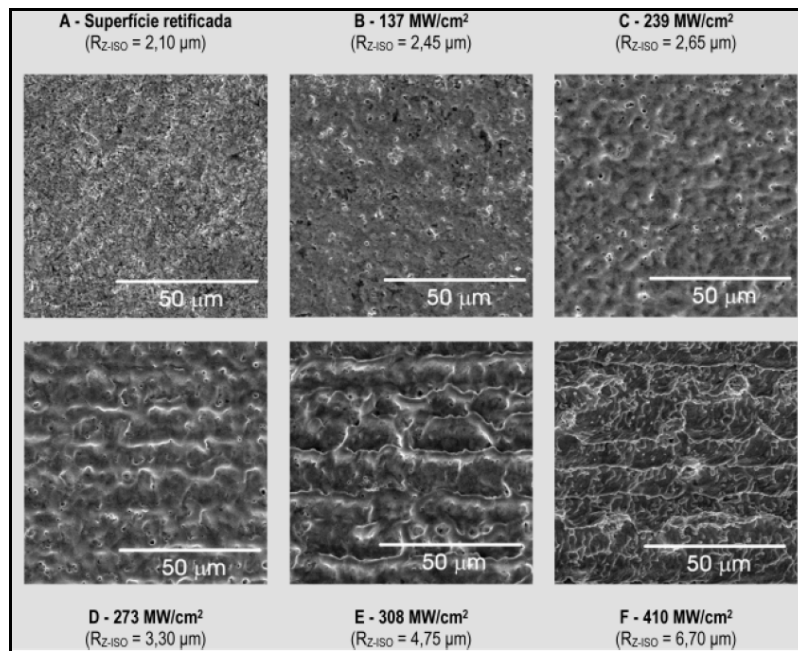


Figura 2.27 - Morfologia das superfícies dos substratos de metal duro com a variação da intensidade do laser mantendo constante $q_p = 32$ pulsos (Arroyo, 2009).

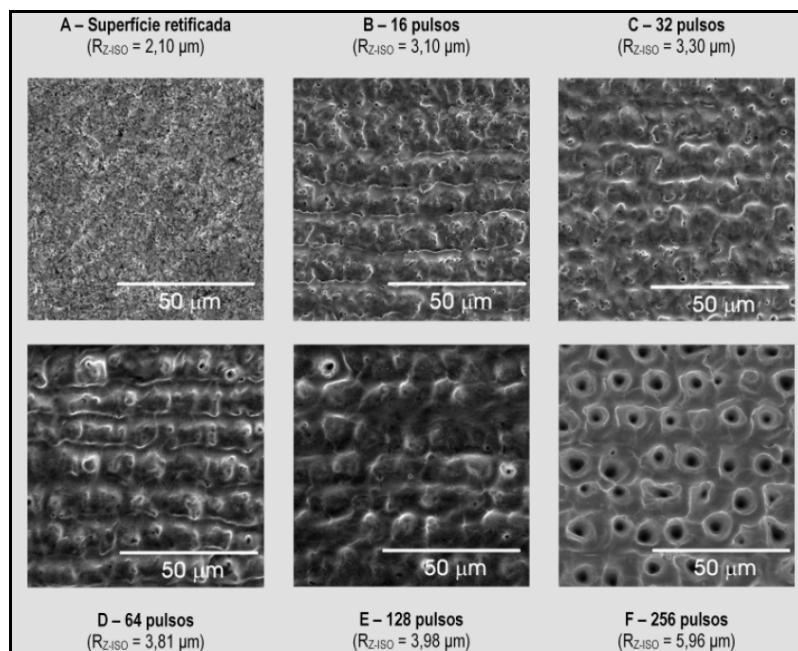


Figura 2.28 - Morfologia das superfícies dos substratos de metal duro com a variação da quantidade de pulsos do laser mantendo constante $I_0 = 273$ MW/cm² (Arroyo, 2009).

3ª Etapa: A etapa consistiu em comparar o desempenho de ferramentas de metal duro texturizadas a laser com ferramentas comerciais texturizadas por microjateamento através de ensaios de vida no fresamento de faceamento de topo de um aço para molde ISO-P20 com velocidades de corte de 200 e 250 m/min. Duas classes de ferramentas de metal duro

foram utilizadas neste ensaio, 4030, equivalente à ISO P25, M15 e K30 e 4240, equivalente à ISO P40, M40 e K35 .

A escolha da textura laser das ferramentas utilizadas nos ensaios de vida foi realizada na 2ª etapa, onde várias ferramentas foram texturizadas a laser com diferentes parâmetros do laser antes do processo de deposição do revestimento, e posteriormente submetidas a ensaios qualitativos de adesividade do revestimento por indentação Rockwell C. Os ensaios de adesividade por indentação Rockwell C mostraram o melhor desempenho das ferramentas texturizadas com $q_p = 64$ pulsos e $I_0 = 239 \text{ MW/cm}^2$ (Laser 1) e ferramentas com $q_p = 2$ pulsos e $I_0 = 410 \text{ MW/cm}^2$ (Laser 2). O revestimento utilizado nas ferramentas nos ensaios de indentação Rockwell C e de vida foi o multiacamdas $\text{TiCN} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$ depositado pelo processo MT-CVD. A Figura 2.29 mostra as impressões produzidas nas ferramentas microjateada, Laser 1 e Laser 2, após a indentação Rockwell C.

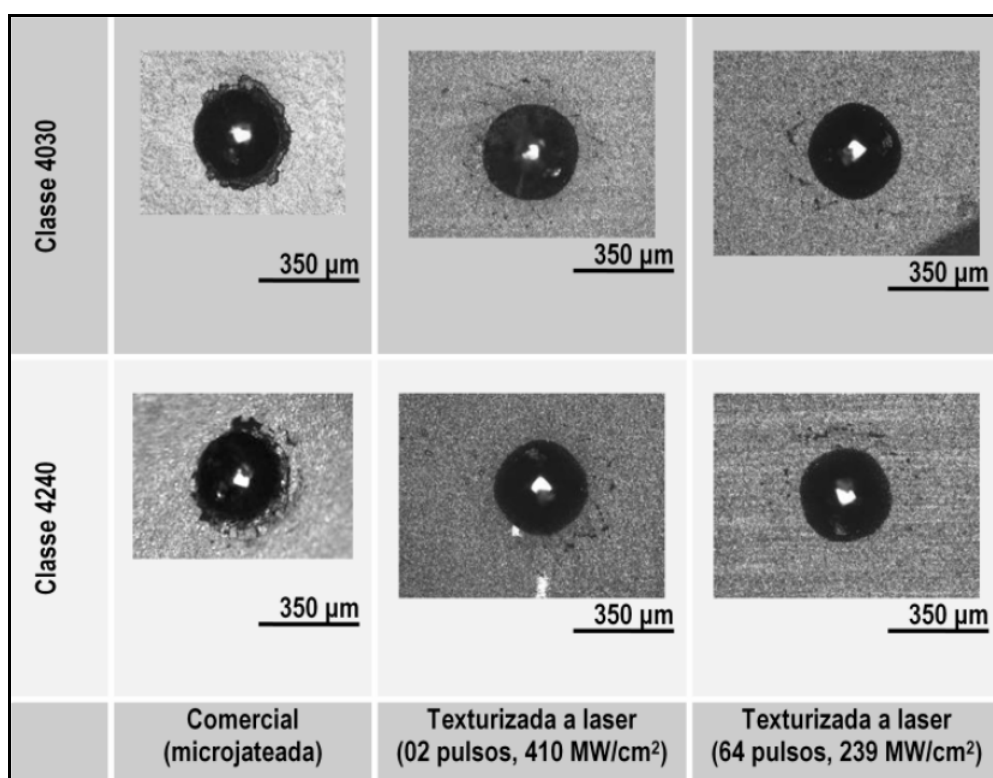


Figura 2.29 - Impressões das indentações Rockwell C em ferramentas comerciais microjateadas e texturizadas a laser, classes 4030 e 4240 (Arroyo, 2009).

A Figura 2.30 mostra os resultados dos ensaios de usinagem para as ferramentas das classes 4030 e 4240. Os resultados da classe 4030 mostraram que estatisticamente não houve diferença no desempenho das ferramentas com texturas microjateada e laser para as duas velocidades de corte de 200 e 250 m/min. De acordo com o autor, os resultados da

classe 4030 mostraram que a texturização a laser é uma alternativa ao tratamento convencional por microjateamento mantendo a mesma produtividade da ferramenta comercial. Os resultados da classe 4240 mostraram que para a velocidade de corte de 200 m/min os desempenhos das ferramentas com texturização Laser 2 e microjateada foram iguais estatisticamente, e seus desempenhos foram melhores do que a texturização Laser 1. Para a velocidade de corte de 250 m/min os desempenhos das ferramentas Laser 2 e Laser 1 são iguais ao desempenho da ferramenta microjateada. Estatisticamente a ferramenta Laser 2 apresentou um melhor desempenho do que a ferramenta Laser 1. Os resultados da classe 4240 mostram que somente a ferramenta Laser 2 pode ser considerada uma alternativa em substituição a ferramenta microjateada.

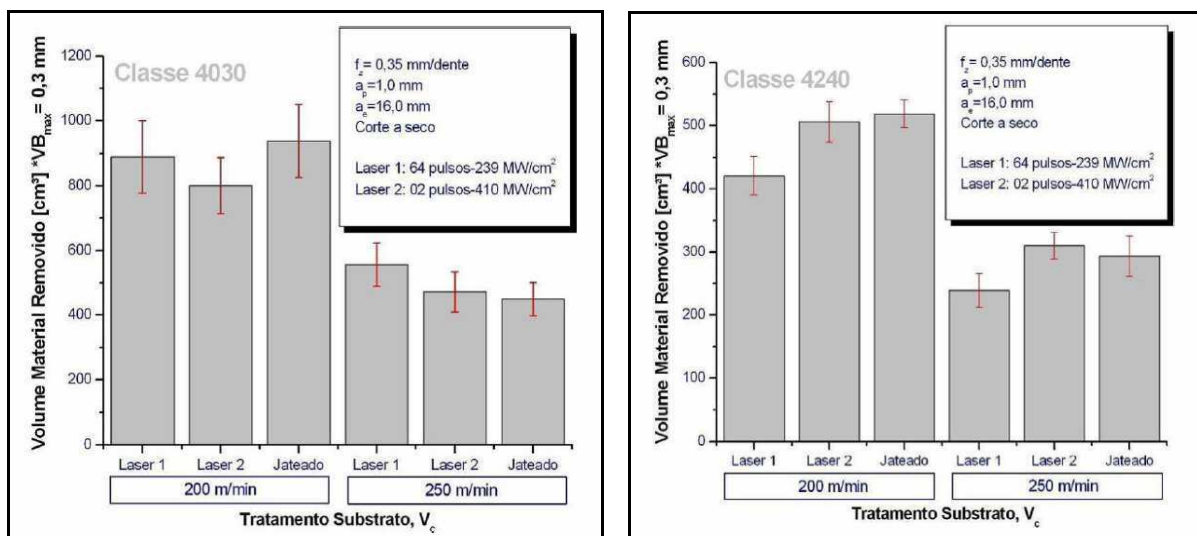


Figura 2.30 - Ensaio de vida das ferramentas microjateadas e laser (Arroyo, 2009).

Os resultados apresentados no trabalho de Arroyo (2009) mostram que de maneira geral, o tratamento da superfície de ferramentas de metal duro utilizando um feixe de laser pode ser uma alternativa em substituição ao processo de jateamento antes da deposição do revestimento. Entretanto, essa escolha dependerá também dos custos econômicos e ambientais de cada processo. Além disso, a texturização a laser ainda carece de muitos estudos e discussões, principalmente, quanto às mudanças microestruturais dos constituintes do substrato, e como essas mudanças podem afetar nas propriedades mecânicas e na integridade da ferramenta durante o corte.

CAPÍTULO III

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1. Aspectos Gerais

Neste capítulo são apresentados os procedimentos adotados para a realização dos ensaios da tese. Os procedimentos são compostos pelas seguintes etapas:

3.2. Características da Ferramenta de Corte e Material de Usinagem;

3.3. Modificação Superficial e Deposição dos Revestimentos nas Ferramentas;

3.4. Pré-testes para a Escolha da Textura Laser;

3.5. Ensaios de Vida;

3.6. Topografia das Ferramentas Texturizadas por Jateamento e Laser;

3.7. Ensaios de Caracterização dos Revestimentos

3.7.1. Avaliação da Adesividade dos Revestimentos;

3.7.1.1. Ensaio de Indentação Rockwell;

3.7.1.2. Ensaio de Risco com Carga Progressiva;

3.7.2. Ensaio de Desgaste Abrasivo dos Revestimentos;

O diagrama da Fig. 3.1 resume a metodologia de trabalho proposta para a tese, para atingir os objetivos informados no capítulo 1. Conforme o diagrama da Fig. 3.1, o trabalho proposto iniciou-se com os ensaios de usinagem, especificamente a escolha da textura laser e ensaios de vida, e posteriormente foram executados os ensaios para a caracterização dos substratos das ferramentas de corte e revestimentos, nomeadamente, a caracterização dos revestimentos por meio de ensaios de adesividade (indentação Rockwell e risco com carga progressiva), ensaio de desgaste abrasivo dos revestimentos e topografia das ferramentas texturizadas por jateamento e laser com e sem revestimentos.

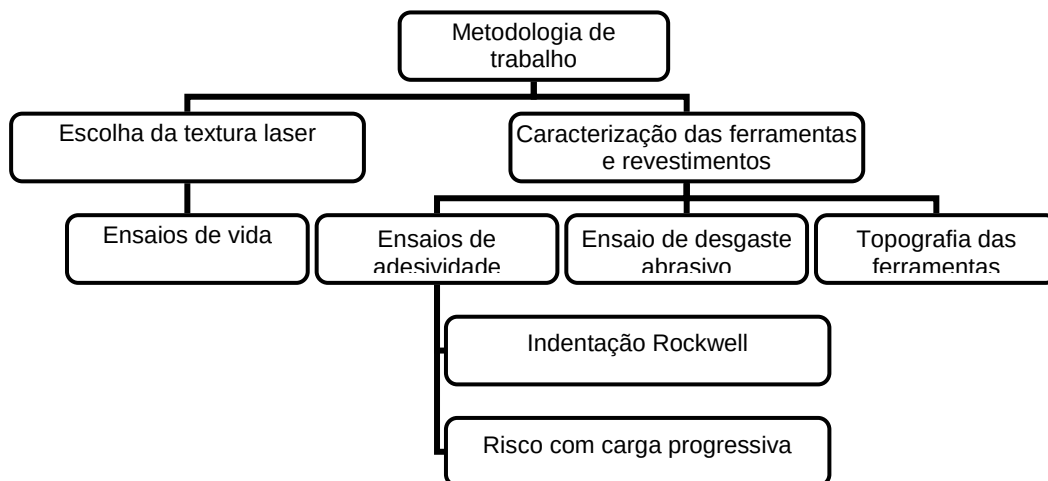


Figura 3.1 - Metodologia de trabalho conforme os objetivos da tese.

Os procedimentos adotados em cada uma das etapas são detalhados a seguir.

3.2. Características da Ferramenta de Corte e Material de Usinagem

As ferramentas de corte utilizadas nos ensaios da tese foram insertos comerciais de metal duro fabricados pela Sandvik, especificação SEMN 1204 AZ H13A (sem revestimento), classe ISO K25 (K15 - K30) contendo principalmente carboneto de tungstênio (HW), para fresamento leve a médio de ferros fundidos com velocidades de corte moderadas (Sandvik, 2005).

Este inserto foi escolhido em função de sua geometria com uma superfície de saída plana, sem quebra-cavacos, que facilita a execução dos ensaios de caracterização dos revestimentos. A Figura 3.2 mostra o inserto utilizado na tese.

A fresa utilizada neste trabalho para execução dos pré-testes para escolha da textura laser e ensaios de vida foi uma R260.22-080-15 extra-positiva, ângulo de posição de 45°, ângulo de inclinação de 19°, ângulo de saída de 9°, diâmetro de 80 mm e alojamento para 6 insertos, fabricada pela Sandvik. Para economia de material e tempo, os testes foram conduzidos com apenas um inserto montado na fresa, obedecendo ao avanço por dente estipulado em cada teste.

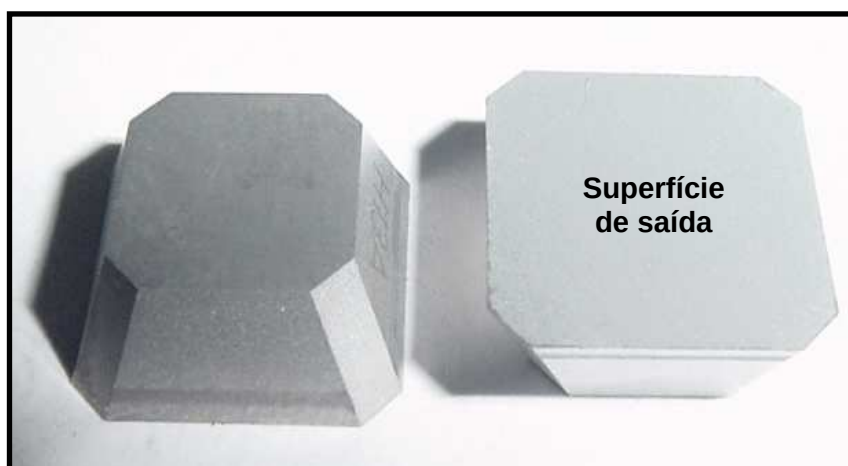


Figura 3.2 - Inserto SEMN 1204 AZ H13A utilizado nos pré-testes para escolha da textura laser, ensaios de vida e caracterização das ferramentas e revestimentos.

O material da peça de usinagem foi o ferro fundido vermicular (classe 450) fornecido pela Tupy S.A. Na Tabela 3.1 é mostrada a composição química do ferro fundido vermicular utilizado.

Tabela 3.1 - Composição química do ferro fundido vermicular (classe 450) (Xavier, 2009).

Elemento	Cu	Mn	Sn	P	Cr	S	Ti
Composição (%)	1,29	0,36	0,078	0,043	0,038	0,014	0,01

*Os elementos carbono, ferro e silício não foram fornecidos pelo fabricante em função da propriedade industrial.

As Tabelas 3.2 e 3.3 mostram, respectivamente, as propriedades mecânicas e a caracterização da grafita e da matriz do ferro fundido vermicular (classe 450). As informações das Tabs. 3.2 e 3.3 foram fornecidas pela Tupy S.A.

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas do ferro fundido vermicular (classe 450).

Material	Dureza Brinell (HB 5/750)	Microdureza na perlita (HV 01)	Resistência à tração (MPa)
Ferro fundido vermicular (classe 450)	237	321 a 366	LR* - 468 LE** - 374 A*** (%) - 0,6

*Limite de resistência a tração

**Limite de escoamento

***Alongamento

Tabela 3.3 - Caracterização da grafita e da matriz do ferro fundido vermicular (classe 450).

Material	Matriz	Grafita							
		Forma	Nodular	Partículas p/mm²	Tamanho (%)				
					8	7	6	5	4
Ferro fundido vermicular (classe 450)	Perlita com ~2% de Ferrita	III-VI	7 %	218	22	37	33	7	1

A Figura 3.3 mostra a metalografia do ferro fundido vermicular (classe 450) sem ataque químico, onde é possível perceber a grafita na forma vermicular e nodular.

A Figura 3.4 mostra a metalografia do ferro fundido vermicular (classe 450) com ataque químico de Nital 2 %, além das grafitas na forma nodular e vermicular, ainda é possível perceber nesta figura a distribuição das lamelas de perlita.

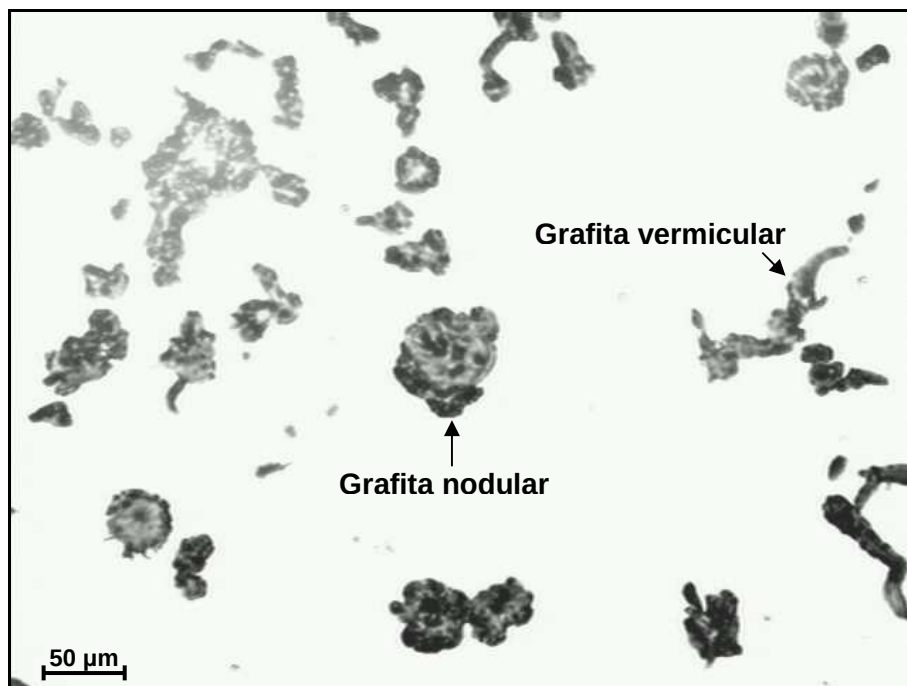


Figura 3.3 - Metalografia do ferro fundido vermicular (classe 450) sem ataque químico.

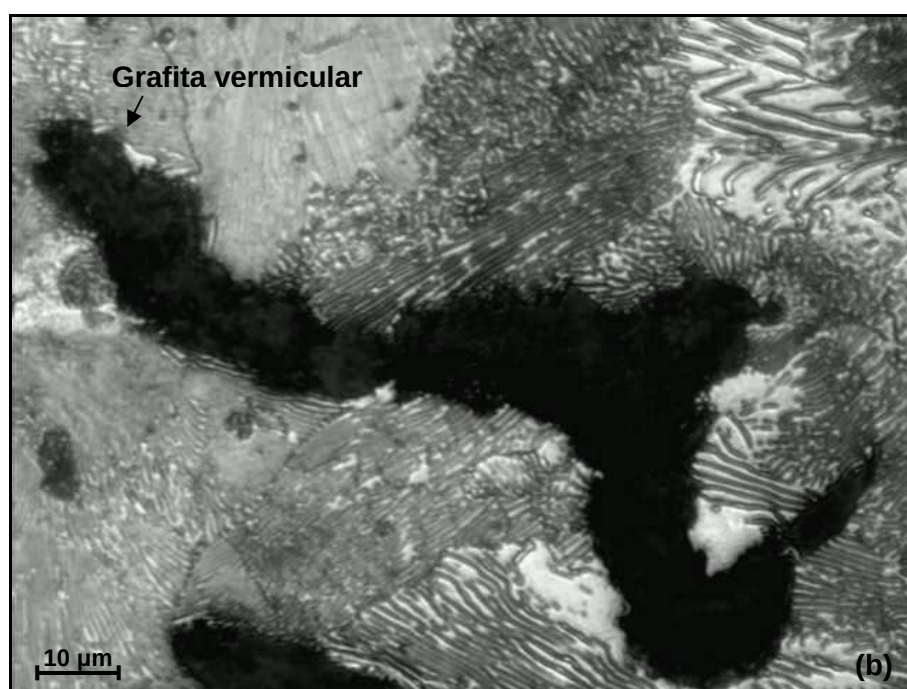
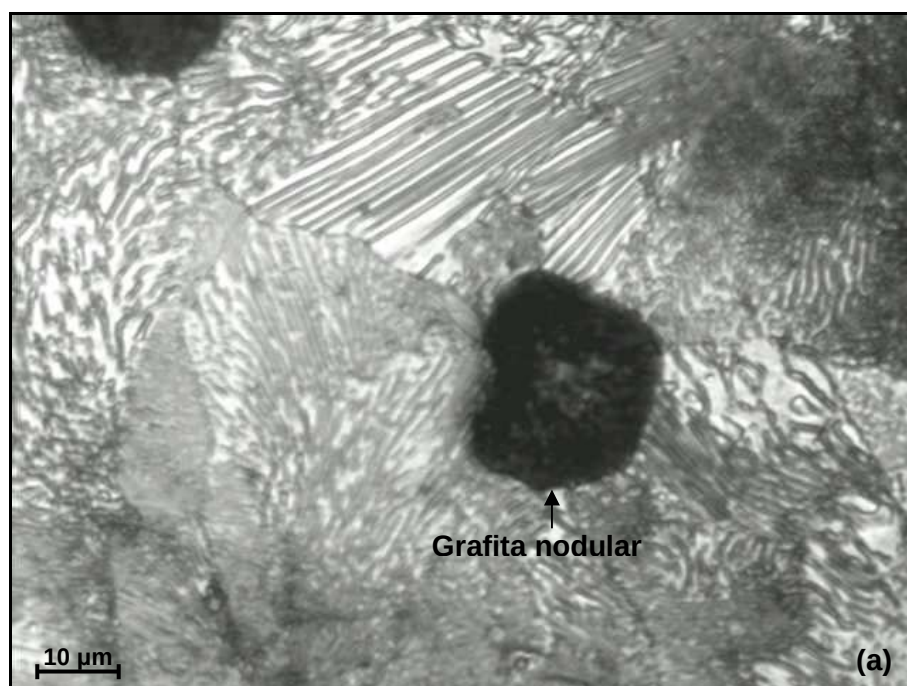


Figura 3.4 - Metalografia com ataque de Nital 2%: (a) - Grafita nodular e (b) - Grafita vermicular.

A Figura 3.5 mostra o corpo-de-prova de ferro fundido vermicular utilizado nos pré-testes para escolha da textura laser e ensaios de vida no fresamento. O corpo-de-prova na forma de “cochinho” tem uma geometria que torna o corte intermitente um pouco mais severo, que

se assemelha mais ao fresamento da parte superior do bloco de motor, o qual contém diversas cavidades. Este corpo-de-prova gera um corte duplo interrompido, acelerando o desgaste das ferramentas testadas, e consequentemente, diminuindo a vida das ferramentas.

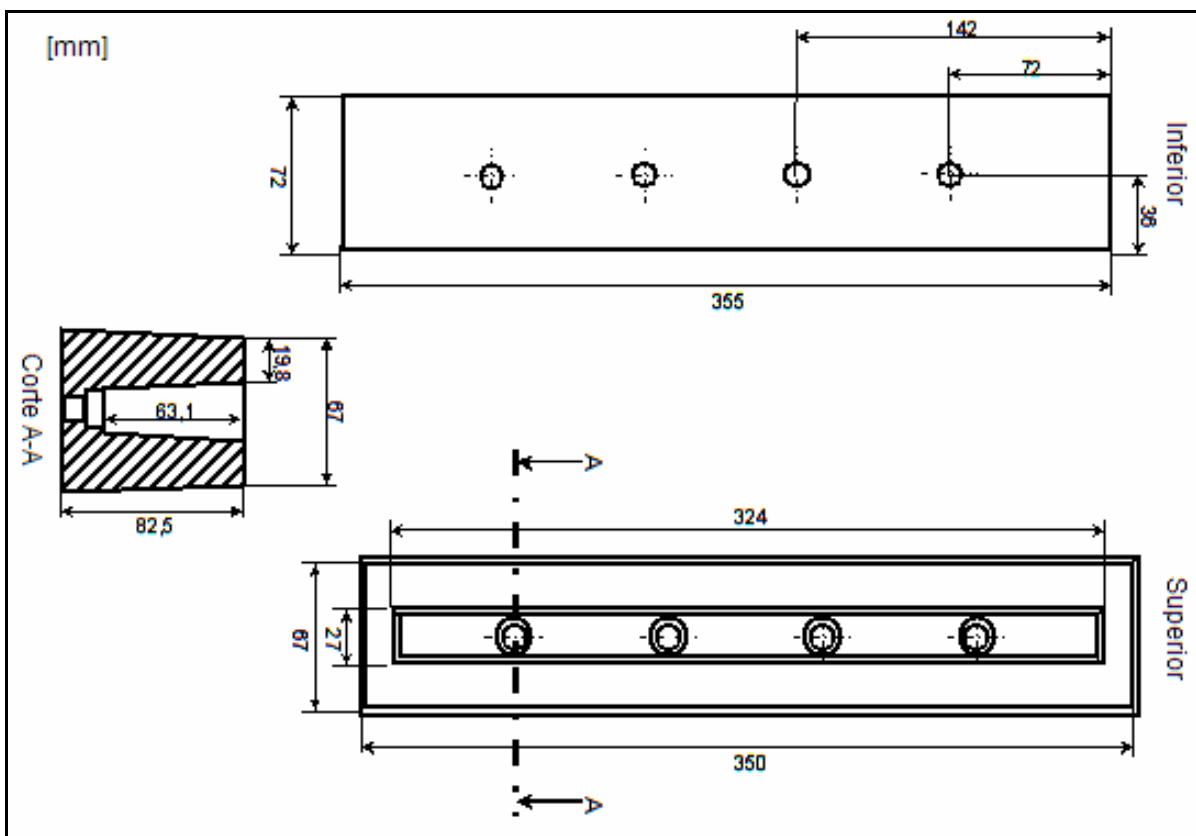


Figura 3.5 - Geometria do corpo-de-prova de ferro fundido vermicular (450) utilizado nos pré-testes para escolha da textura laser e ensaios de vida no fresamento frontal.

3.3. Modificação Superficial e Deposição dos Revestimentos nas Ferramentas

As ferramentas de metal duro foram modificadas superficialmente na superfície de saída numa área de 12x12 mm², e na superfície de folga numa área de 12x2 mm² antes da deposição dos revestimentos por dois processos: jateamento e laser.

O jateamento foi realizado pela Sandvik em 50 ferramentas de metal duro. O objetivo foi retirar o excesso de cobalto da superfície do inserto, e assim melhorar a adesividade do revestimento que foi depositado posteriormente. O jateamento também cria uma textura não controlada na superfície do inserto, que possivelmente, ajuda na ancoragem do revestimento. Nenhuma informação foi fornecida pela Sandvik sobre as condições do processo de jateamento, e mesmo se após a sua aplicação algum outro tratamento da superfície foi realizado, como por exemplo, o ataque químico da superfície que também pode ser utilizado no tratamento de ferramentas de metal duro, como foi verificado em alguns trabalhos da literatura discutidos posteriormente no capítulo IV.

Outras 50 ferramentas de metal duro foram modificadas superficialmente utilizando-se um feixe de laser de vapor de cobre, Hidreto de Cobre e Bromo (CuHBr), desenvolvido pela divisão de fotônica do Instituto de Estudos Avançados do Comando-Geral de Tecnologia Aeroespacial (IEAv-CTA).

O laser utilizado opera em regime pulsado com energia por pulso da ordem de 1 mJ, com altas taxas de repetição (10 a 20 kHz), emissão de pulsos curtos (20 a 50 ns) com elevadas potências de pico visíveis nos comprimentos de onda verde e amarelo (510 nm e 578 nm), operação na faixa de frequência de 13 kHz e diâmetro focal de 50 µm. O laser de CuHBr pode ser utilizado na ablação de praticamente qualquer material que absorva energia nesta região do espectro. A elevada frequência deste laser possibilita a obtenção de altas taxas de evaporação do material, permitindo uma ampla faixa de aplicações que compreende a deposição de filmes finos, corte, furação, solda, sinterização, etc (Riva et al., 1996 e 1997 apud Arroyo, 2009).

A Figura 3.6 mostra um esquema ilustrativo da montagem utilizada na texturização a laser das ferramentas de metal duro. As condições de aplicação do feixe de laser para este trabalho foram realizadas utilizando o comprimento de onda de 510 nm (espectro visível verde), tempo de pulso de 30 ns, diâmetro focal de aproximadamente 30 µm e frequência de pulsação de 13,8 kHz. O deslocamento do feixe de laser sobre a ferramenta foi controlado por uma unidade *Scan Head* programável e a potência média de aplicação do feixe de laser foi ajustada mediante a variação da abertura da íris do diafragma (Arroyo, 2009).

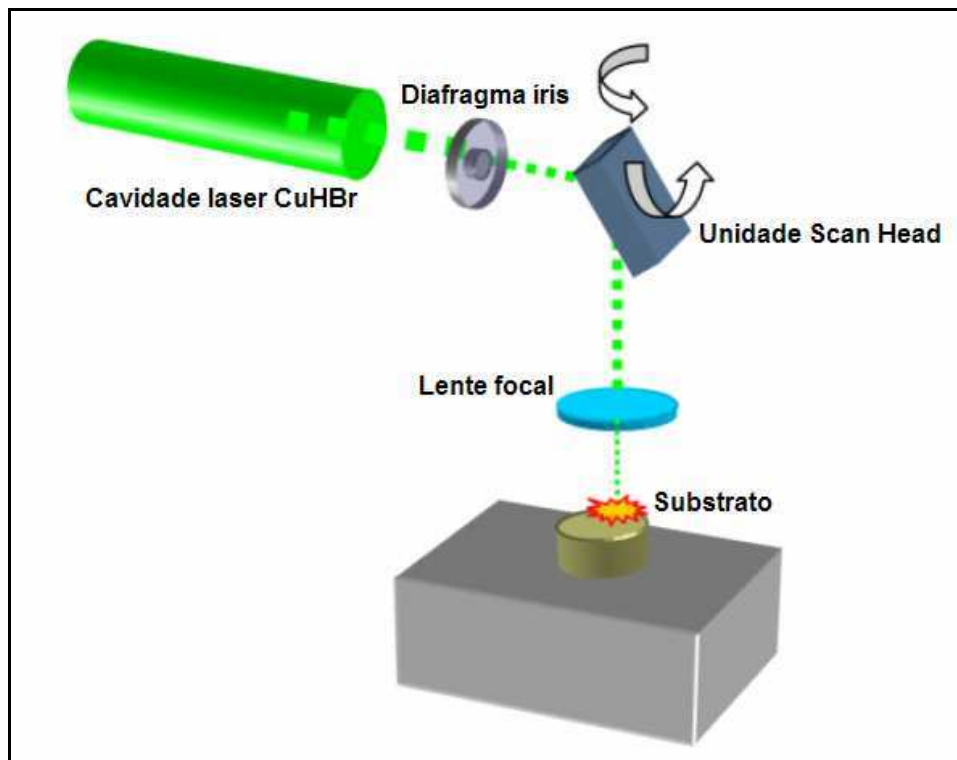


Figura 3.6 - Esquema de montagem do processo de texturização a laser utilizado (Arroyo, 2009).

A Figura 3.7 mostra uma ilustração da técnica de texturização a laser de um substrato de metal duro seguido da deposição do revestimento. O substrato recebe uma grande intensidade de energia pulsada e localizada, gerando uma superfície texturizada devido à ablação do material do substrato ou mesmo à formação de microcrateras, como é mostrado na Fig. 3.8 na texturização de um substrato de metal duro revestido posteriormente de TiCN.

TEXTURIZAÇÃO A LASER

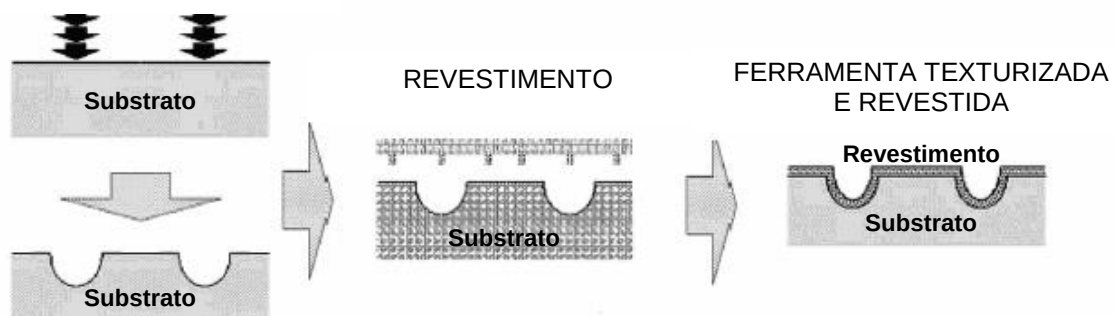


Figura 3.7 - Etapas da técnica de texturização a laser de um substrato de metal duro (Dumitru et al., 2005).

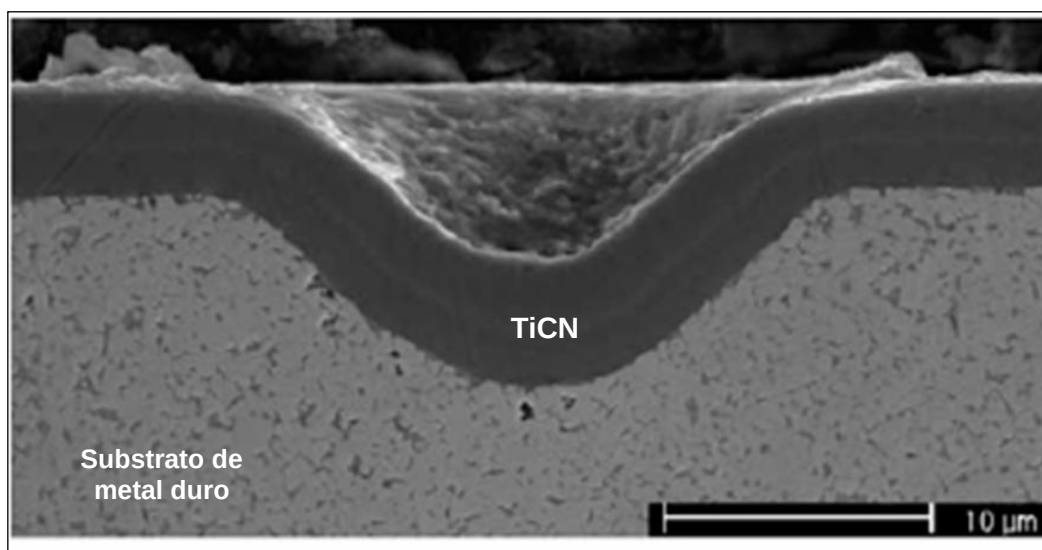


Figura 3.8 - Aspecto da cratera formada em uma ferramenta de metal duro quando texturizada a laser e posteriormente revestida com TiCN (Dumitru et al., 2005).

Neste trabalho, a escolha da textura laser utilizada no tratamento superficial das ferramentas foi feita por meio de ensaios de usinagem, como mostra o item 3.4, Pré-testes para a Escolha da Textura Laser.

Após a texturização superficial das ferramentas por jateamento e por feixe de laser, as ferramentas foram revestidas pela Oerlinkon Balzers utilizando o processo de deposição física de vapor (PVD) por evaporação por arco catódico. Os revestimentos utilizados foram TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®].

3.4. Pré-testes para a Escolha da Textura Laser

Antes de iniciar os ensaios de vida definitivos, pré-testes foram realizados no fresamento frontal de ferro fundido vermicular para determinar qual seria a melhor condição de texturização laser a ser utilizada. Para isso nove ferramentas de metal duro foram texturizadas com diferentes condições de aplicação do feixe de laser. Nestes pré-testes também foi utilizada uma ferramenta texturizada por jateamento. Todas as dez ferramentas ensaiadas foram revestidas de TiAlN. A Tabela 3.4 mostra as condições de texturização das dez ferramentas ensaiadas nos pré-testes (X0, X1, X2, X3, X4, X5, X6, X7, X8 e X9). Nestes testes foram inseridas ainda duas ferramentas, uma sem revestimento e outra revestida de TiN pelo processo CVD para efeito de comparação de desempenho.

A texturização a laser foi realizada na superfície de saída e folga das ferramentas, como descrito no item 3.3.

Tabela 3.4 - Condições de texturização das ferramentas nos pré-testes para a escolha da textura laser.

Ferramenta - Código	Texturização do substrato
X0	Jateado
X1	Laser - glazing 3x(P = 0,5 W)
X2	Laser - glazing 3x(P = 1 W)
X3	Laser - glazing 3x(P = 2 W)
X4	Laser - machining 1x(P = 4 W)+ glazing 3x(P = 0,5 W)
X5	Laser - machining 1x(P = 4 W) + glazing 3x(P = 1 W)
X6	Laser - machining 1x(P = 4 W) + glazing 3x(P = 2 W)
X7	Laser - percussion (P = 4 W) + glazing 3x(P = 0,5 W)
X8	Laser - percussion (P = 4 W) + glazing 3x(P = 1 W)
X9	Laser - percussion (P = 4 W) + glazing 3x(P = 2 W)

As condições de texturização das ferramentas representam os seguintes processos de aplicação do feixe de laser:

- *Glazing* - representa desde uma limpeza fraca (P = 0,5 W) até uma nanotexturização (P = 2 W) do substrato. No processo *glazing* são realizadas três passadas do feixe de laser com trajetórias de texturização da ferramenta em ângulos com o substrato de 0°, 30° e 60° criando uma malha cerrada, com velocidade de aplicação do feixe de 30 cm/s e um espaçamento entre cada linha de trajetória de 15 µm;
- *Machining* - é uma condição de microusinagem por ablação do laser com potência superior (P = 4 W), criando pontos discretos que eventualmente agem na retenção da camada e, eventualmente, no fluido de corte, quando aplicado a substratos de ferramentas. Nesta condição somente uma passada do feixe de laser é realizada no substrato com trajetória de 90°, com velocidade de aplicação do feixe de 30 cm/s;
- *Percussion* - é uma condição de microusinagem onde o laser incide várias vezes no mesmo ponto (percussão) criando uma cavidade no substrato. Apenas uma passada do feixe laser é realizada sobre o substrato nesta condição.

Os pré-testes foram realizados num centro de usinagem ROMI Bridgeport Discovery 760 com potência de acionamento do eixo-árvore de 9 kW e rotação de 10 a 10000 rpm pertencente ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem (LEPU-UFU), no fresamento frontal dos corpos-de-prova mostrados na Fig. 3.5. Nestes ensaios somente uma ferramenta foi utilizada para facilitar o acompanhamento do desgaste de flanco. A Figura 3.9 mostra a montagem utilizada para os pré-testes e ensaios de vida.

As condições de corte para estes pré-testes foram: $v_c = 200$ m/min, $f_z = 0,2$ mm/volta, $a_p = 1,0$ mm e $a_e = 67$ mm. Para a análise do desempenho das ferramentas foi estabelecido o volume de material removido para três repetições (3 arestas de corte). O critério de fim de vida adotado foi o desgaste de flanco máximo da ferramenta, $VB_{Bmáx} = 0,6$ mm.

O desgaste de flanco máximo foi medido através de um microscópio óptico, Olympus SZ61, com câmera CCD, Evolution LC Color, e um software analisador de imagens, também pertencente ao LEP-UFU.



Figura 3.9 - Aparato de montagem dos pré-testes e ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.

3.5. Ensaios de Vida

Como já mencionado anteriormente o objetivo destes ensaios é comparar o desempenho das ferramentas de metal duro texturizadas a laser com ferramentas de metal duro texturizadas por jateamento, todas revestidas de TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®] após a texturização, no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.

As condições de corte utilizadas nos ensaios de vida foram as seguintes: $v_c = 150$ e 300 m/min, $f_z = 0,1$ e $0,3$ mm/volta, $a_p = 1$ e 2 mm e $a_e = 67$ mm. Nestas condições foi realizado um planejamento estatístico a dois níveis e três variáveis com ponto central, conforme Tab. 3.5. Com isso, são geradas nove combinações de usinagem, de acordo com a Tab. 3.6.

Tabela 3.5 - Variáveis de interesse em dois níveis para o planejamento fatorial 2^3 com ponto central nos ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.

Variáveis	Nível (+)	Nível (0)	Nível (-)
Velocidade de corte : v_c (m/min)	300	225	150
Avanço por dente: f_z (mm/volta)	0,3	0,2	0,1
Profundidade de corte: a_p (mm)	2	1,5	1

Tabela 3.6 - Matriz das condições de corte para o planejamento fatorial 2^3 com ponto central para os ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular.

Ensaio	v_c (m/min)	f_z (mm/volta)	a_p (mm)
1	300	0,1	1
2	150	0,1	1
3	300	0,3	1
4	150	0,3	1
5	300	0,1	2
6	150	0,1	2
7	300	0,3	2
8	150	0,3	2
9	225	0,2	1,5

Para a análise do desempenho das ferramentas foi adotado o volume de material removido para quatro repetições (4 arestas de corte), até que se atinja o critério de fim da vida, desgaste de flanco máximo da ferramenta, $VB_{Bmáx} = 0,6$ mm. Assim como nos pré-testes, somente uma ferramenta no suporte foi utilizada para facilitar o acompanhamento do desgaste de flanco.

Todos os equipamentos e materiais definidos nos pré-testes foram utilizados nos ensaios de vida, centro de usinagem da ROMI Bridgeport Discovery 760, corpo-de-prova de ferro fundido vermicular na forma de “cochinho”, fresa R260.22-080-15 e microscópio óptico Olympus SZ61 para a medição do desgaste de flanco das ferramentas.

Para a análise dos mecanismos de desgaste e avarias das ferramentas foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura ZEISS modelo digital EVO 40XVP, pertencente ao Laboratório de Caracterização de Superfícies dos Materiais da Universidade Federal do Espírito Santo (LCSM-UFES).

3.6. Topografia das Ferramentas Texturizadas por Jateamento e Laser

O objetivo deste ensaio foi verificar as diferenças entre as topografias das ferramentas texturizadas por jateamento e laser utilizando microscopia eletrônica de varredura e perfilometria 3D.

A análise das topografias permitiu elaborar uma discussão a respeito das características intrínsecas dos substratos das ferramentas tratadas por jateamento e laser, e como elas podem influenciar na deposição e adesividade dos revestimentos utilizados.

Com a utilização de um perfilômetro 3D foi possível obter os parâmetros de amplitude das rugosidades das ferramentas texturizados por jateamento e laser (S_q , S_a , S_z e S_t), os parâmetros de distribuição de amplitude ou estatísticos (S_{sk} e S_{ku}) e dois parâmetros para a descrição de propriedades espaciais das superfícies (S_{ds} e S_{tr}), que serão conceituados a seguir.

Para a obtenção dos parâmetros foram varridas duas áreas nas superfícies de saída das ferramentas pelo método indutivo com apalpador, com resolução de 40 nm. Tais parâmetros e a geração de imagens das superfícies foram realizados por meio de um *software* dedicado, *Mountains Map* versão 3.1.9®.

Os parâmetros topográficos adquiridos da superfície podem ser descritos da seguinte maneira, conforme Griffiths (2001):

- S_q - desvio quadrático médio da superfície (RMS);
- S_a - desvio aritmético médio da superfície;
- S_z - altura média das dez maiores distâncias pico-vale;

- St - altura total da superfície;
- Ssk - *Skewness* da distribuição de amplitudes da topografia da superfície (assimetria da distribuição de amplitudes da superfície);
- Sku - *Curtose* da distribuição de amplitudes da topografia da superfície;
- Sds - número de picos por unidade de área, utilizando o critério de definição de pico, como o maior dos oito picos vizinhos da área medida;
- Str - razão da textura superficial, indica a “direcionalidade” da textura.

A análise perfilométrica das superfícies foi realizada utilizando-se um perfilômetro 3D de alta resolução Taylor Hobson Precision modelo Talysurf CLI 1000, pertencente ao Laboratório de Caracterização de Superfícies dos Materiais da Universidade Federal do Espírito Santo (LCSM-UFES), Fig. 3.10.

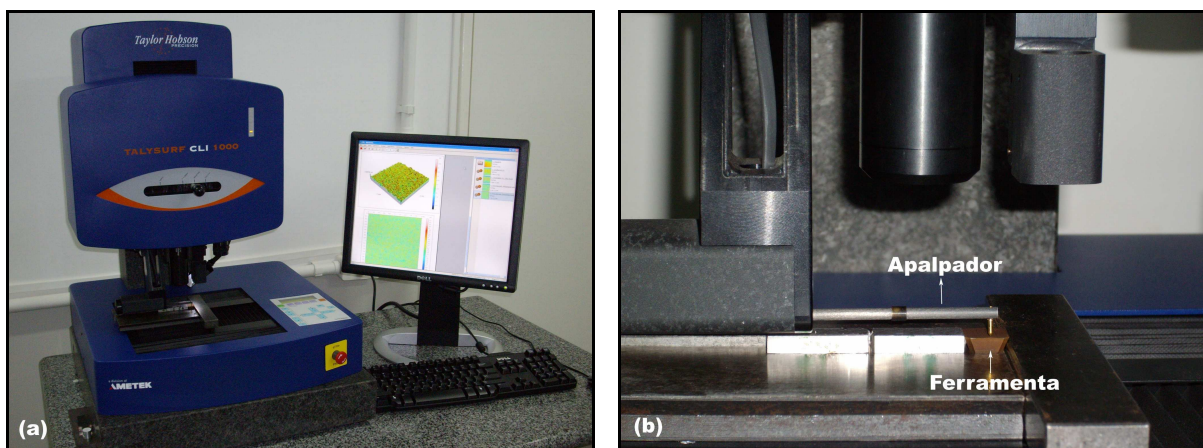


Figura 3.10 - Em (a) Perfilômetro 3D utilizado na análise topográfica, e em (b) detalhe do equipamento em posição de varredura da superfície de saída de uma ferramenta.

Para a visualização da topografia das ferramentas com textura jateada e laser utilizou-se também um microscópio eletrônico de varredura ZEISS modelo DSM 960, pertencente ao Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia (DCMM) da PUC-Rio.

3.7. Ensaios de Caracterização dos Revestimentos

Para a caracterização dos revestimentos foram realizados ensaios de adesividade e microabrasão, conforme metodologia descrita nos itens a seguir.

3.7.1. Avaliação da Adesividade dos Revestimentos

Para a avaliação da adesividade dos revestimentos foram realizados dois ensaios: ensaio de indentação Rockwell e ensaio de risco com carga progressiva. A metodologia para execução destes ensaios é apresentada a seguir.

3.7.1.1. Ensaio de Indentação Rockwell

O objetivo deste ensaio foi avaliar qualitativamente a adesividade dos revestimentos depositados sobre as ferramentas de metal duro com textura jateada e laser revestidas de TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®].

O ensaio consistiu em indentar os conjugados revestimentos/substratos por meio de um ensaio de dureza Rockwell, penetrador com cone esférico de diamante com ângulo de $120\pm 0,35^\circ$ no vértice, ponta esférica com raio de $200\pm 10\text{ }\mu\text{m}$ e desvio de perfil de $\pm 2\text{ }\mu\text{m}$, e cargas de indentação de 30, 60 e 100 kgf. As indentações foram realizadas na superfície de saída das ferramentas, conforme Fig. 3.11. Após a realização das indentações as impressões deixadas foram visualizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura. A visualização das indentações permitiu medir a área de delaminação e identificar as falhas dos revestimentos.

Estes ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos (LEM-ITUC) da PUC-Rio, utilizando-se um durômetro universal Wolpert.

Neste ensaio as ferramentas sem revestimento com textura jateada e laser ainda foram caracterizadas quanto aos compostos presentes nas superfícies dos substratos por difração de raios-X, utilizando-se um difratômetro SIEMENS modelo D5000, pertencente ao Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia (DCMM) da PUC-Rio.

3.7.1.2. Ensaio de Risco com Carga Progressiva

O objetivo deste ensaio foi avaliar qualitativamente e quantitativamente o desempenho dos conjugados revestimentos/substratos estudados, relacionando a fratura do revestimento com a carga aplicada numa dada posição. Foram realizados três riscos para cada conjugado substrato/revestimento.

O ensaio consistiu em fazer um risco com penetrador Rockwell na superfície de saída das ferramentas com texturas jateada e laser revestidas de TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®], utilizando um macroesclerômetro desenvolvido pelo Laboratório de Tribologia e Materiais (LTM-UFU), conforme Fig. 3.11.

O controle do risco foi realizado por um microcomputador utilizando o *software* LABVIEW 7.0[®]. O comprimento do risco foi de 10 mm com velocidade de riscamento de 0,05 mm/s. A carga de penetração foi aumentada progressivamente à medida que o penetrador aprofundava-se no substrato da ferramenta, com carga máxima para o equipamento de 16 kgf.

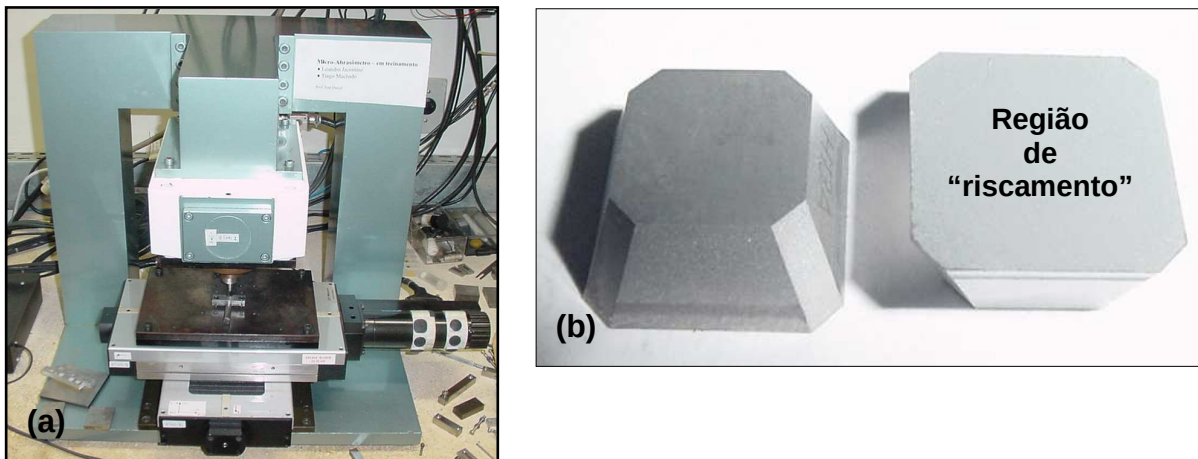


Figura 3.11 - Em (a) macroesclerômetro utilizado no ensaio de riscamento, e em (b) região de riscamento e indentação Rockwell das ferramentas na superfície de saída.

Os dados adquiridos pelo programa desenvolvido no LABVIEW 7.0[®] foram a força normal no eixo Z, força tangencial no eixo X, força no eixo Y, e a profundidade e a posição do penetrador na amostra até atingir 10 mm de riscamento. A Figura 3.12 mostra uma ilustração da execução de um ensaio de risco e a imagem do risco formado após a passagem do penetrador sobre o substrato revestido.

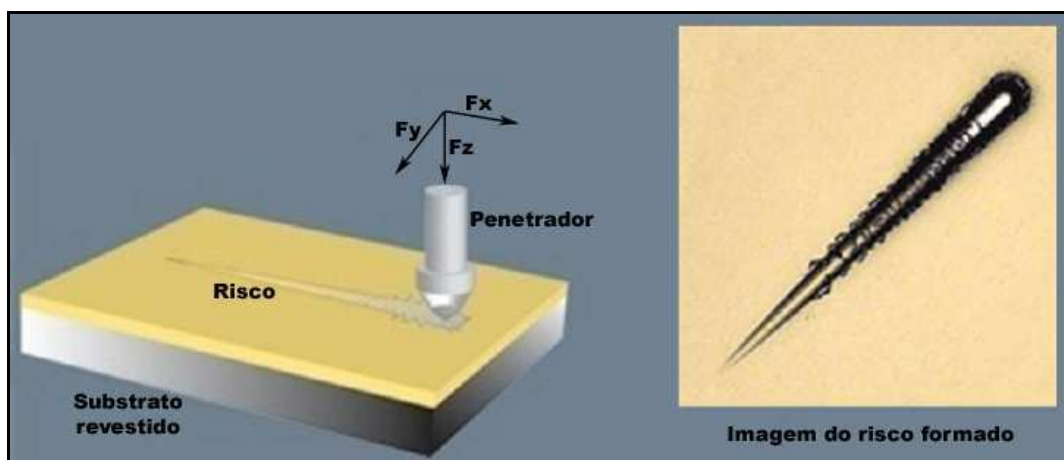


Figura 3.12 - Ilustração de um ensaio de risco e imagem do risco formado após a indentação dinâmica do substrato revestido (CSM Instrument, 2008).

As indentações Rockwell e os riscos formados após a indentação dinâmica dos substratos foram também visualizados por meio de um microscópio eletrônico de varredura ZEISS modelo DSM 960.

3.7.2. Ensaio de Desgaste Abrasivo dos Revestimentos

O objetivo deste ensaio foi determinar os coeficientes de desgaste dos revestimentos TiAlN-Futura[®], AlCrN-Alcrona[®] e AlCrN-Hélica[®] depositados sobre as ferramentas com textura jateada e laser.

O ensaio foi realizado em um equipamento de microabrasão do tipo esfera livre, *calowear*. Neste equipamento uma esfera de aço gira livremente sobre a superfície de saída da ferramenta impulsionada por um eixo motor. A ferramenta foi fixada em um porta-amostra acoplado a uma célula de carga que mede continuamente a força normal durante o ensaio. Durante o ensaio uma lama abrasiva foi gotejada sobre a esfera de aço, de modo a promover o desgaste na superfície de saída da ferramenta. O princípio de funcionamento do equipamento de microabrasão do tipo esfera livre é mostrado na Fig. 3.13.

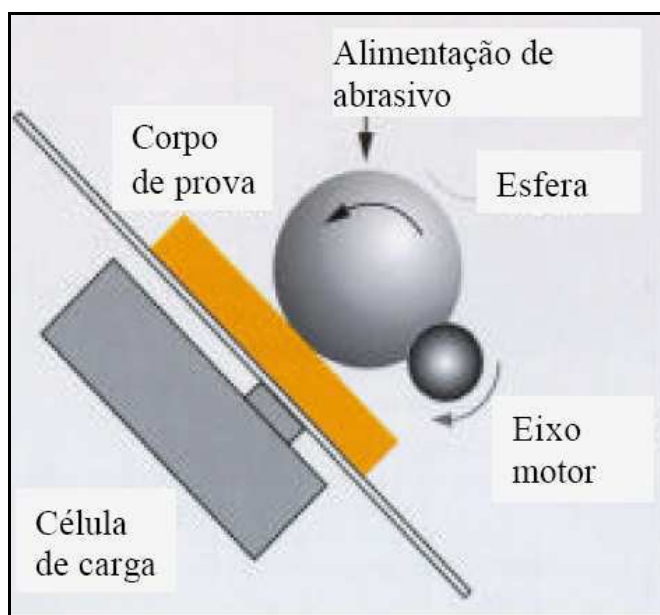


Figura 3.13 - Princípio de funcionamento do equipamento de microabrasão do tipo esfera livre, *Calowear*.

No equipamento de microabrasão do tipo esfera livre foi utilizado uma esfera de aço AISI 52100 com diâmetro de 25,4 mm, lama abrasiva contendo 40 ml de água destilada e 30 g de carboneto de silício (classe F1200 com tamanho médio das partículas em torno de 4 μm) resultando numa concentração de 0,75 g/cm³, rotação do eixo motor de 150 rpm (velocidade

de deslizamento de aproximadamente 0,1m/s) e carga normal em torno de 0,35 N. A lama abrasiva foi agitada continuamente por um agitador magnético para evitar a decantação do abrasivo e bombeada por uma bomba peristáltica sobre a esfera numa vazão de 1 gota a cada 3 segundos. As Figuras 3.14 (a) e (b) mostram, respectivamente, o equipamento utilizado nos ensaios e o detalhe da montagem do experimento.

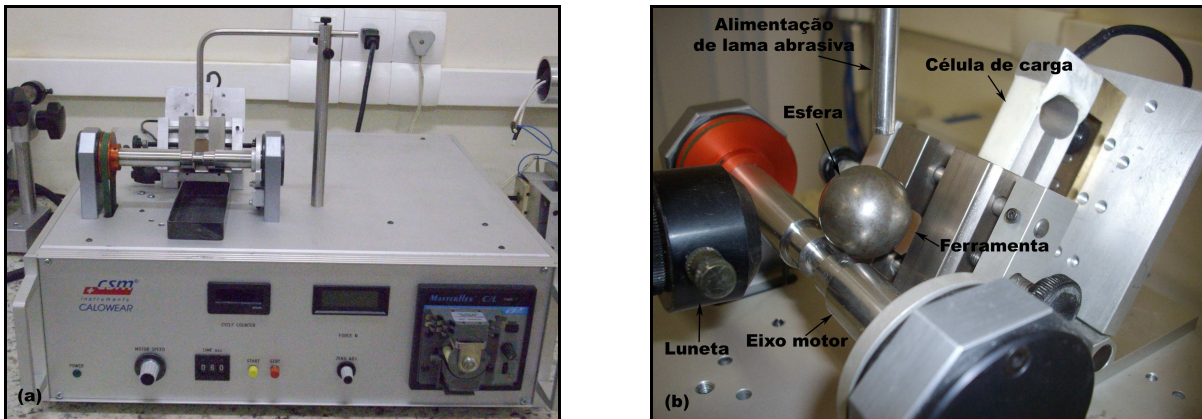


Figura 3.14 - Em (a) equipamento *Calowear* utilizado no ensaio, e em (b) detalhe de montagem do experimento.

A interação entre a esfera e a superfície de saída da ferramenta dá origem a uma calota de desgaste, que foi medida em intervalos interrompidos do ensaio de 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9 e 10 minutos.

A cada parada do ensaio foram medidos os diâmetros externo (b) e interno (a) da calota de desgaste por meio de uma luneta óptica calibrada, como mostra a Fig. 3.15. Foram realizados três ensaios para cada conjugado revestimento/substrato.

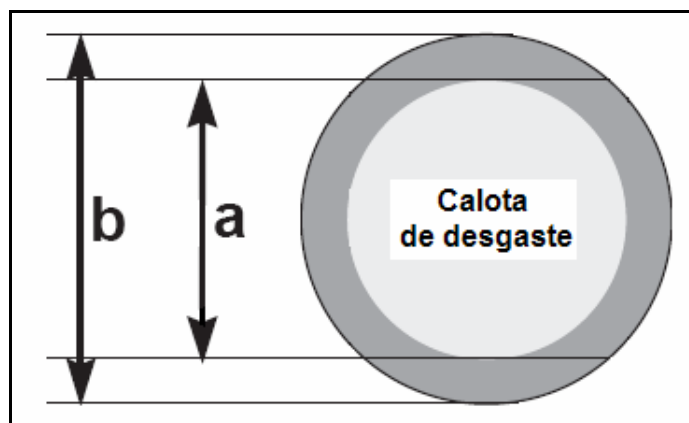


Figura 3.15 - Ilustração mostrando a definição dos diâmetros interno (a) e externo (b) da calota de desgaste formada.

Os diâmetros interno (a) e externo (b) das calotas de desgaste, o número de voltas dado pelo eixo motor e a carga normal foram utilizados no cálculo dos coeficientes de desgaste dos revestimentos. Esse cálculo foi realizado por meio de um programa desenvolvido em Excel pelo fabricante do equipamento, *CSM Instruments*.

O equipamento da *CSM Instruments* utilizado no ensaio de microabrasão do tipo esfera livre pertence ao Laboratório Van der Graff da Faculdade de Física da PUC-Rio.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Resultado dos Pré-testes para a Escolha da Textura Laser

Como indicado no item 3.4 foram realizados pré-testes no fresamento frontal de ferro fundido vermicular para determinar qual a melhor condição de texturização laser das ferramentas para ser utilizada nos ensaios de vida definitivos.

De acordo com a Tabela 3.4, nove ferramentas de metal duro foram texturizadas com diferentes condições de aplicação do feixe de laser. Nestes pré-testes também foi utilizada uma ferramenta texturizada por jateamento. Todas as ferramentas ensaiadas foram revestidas de TiAlN-Futura.

Os resultados dos pré-testes para a escolha da textura laser são mostrados na Fig. 4.1. Estes resultados indicam o melhor desempenho médio das texturas X3 e X6. Sendo que a textura X3 foi estatisticamente superior às texturas X1, X4, X7, X8 e X9. Já a textura X6 não apresentou diferença estatística para as demais.

Os resultados mostram também que as texturas X3 e X6 foram estatisticamente iguais à ferramenta com textura jateada X0.

Para os ensaios definitivos de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular foi escolhida a textura X3, uma vez que não há uma diferença relevante entre as condições de texturização X3 e X6, além do que, utiliza-se um menor número de passadas para a modificação do substrato na condição X3.

Os resultados da Fig. 4.1 também mostram o desempenho inferior das ferramentas sem revestimento e revestida de TiN quando comparadas com o revestimento TiAlN-Futura na usinagem do ferro fundido vermicular classe 450.

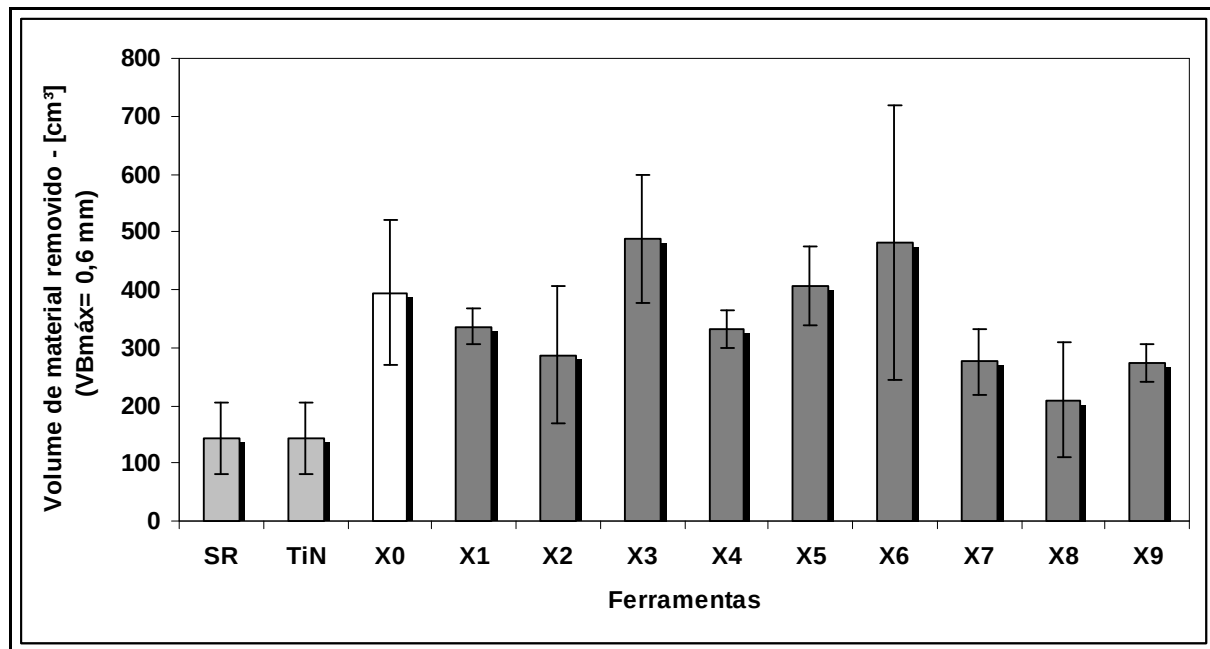


Figura 4.1 - Resultados dos pré-testes para a escolha da textura laser.

A Tabela 4.1 resume os parâmetros de aplicação do feixe de laser para a texturização das ferramentas de metal duro na condição X3 escolhida.

Tabela 4.1 - Parâmetros de texturização a laser das ferramentas na condição X3.

Parâmetros laser para a textura X3	
Comprimento de onda - λ	510 nm
Tempo de pulso - τ	30 ns
Diâmetro focal	30 μ m
Frequência de pulsação - f	13,8 kHz
Velocidade do feixe	30 cm/s
Potência média	2 W
Irradiância	683 MW/cm ²

4.2. Ensaaios de Vida

Os resultados obtidos nos ensaios de vida foram agrupados e discutidos em três itens a seguir:

4.2.1. Influência dos parâmetros de corte na vida das ferramentas;

4.2.2. Influência dos substratos e dos revestimentos na vida das ferramentas;

4.2.3. Caracterização do desgaste e avaria das ferramentas.

4.2.1. Influência dos Parâmetros de Corte na Vida das Ferramentas

Conforme indicado no item 3.5, a vida das ferramentas com textura jateada e laser foi expressa por meio do volume de material removido, utilizando o critério de fim de vida, $VB_{Bmáx} = 0,6 \text{ mm}$, conforme Norma ISO Standard 3685 (1977).

Em ensaios experimentais, como estes realizados nos ensaios de vida no fresamento frontal, é comum que alguns valores medidos em um certo experimento extrapolem a tendência dominante. Estes valores podem ser de fato, medições erradas, como podem também representar certo fenômeno físico de interesse. Por este motivo, estes valores que fogem à tendência dominante não podem ser descartados sem recorrer a um critério consistente para sua eliminação.

Desta maneira, antes de apresentar os resultados quantitativos dos ensaios de vida no fresamento frontal, os dados experimentais utilizados no cálculo do volume de material removido foram submetidos a um tratamento estatístico.

O tratamento estatístico proposto foi um método *Outlier* para pequenas amostras, que exclui pontos da amostra que estejam fora de um determinado intervalo de confiança (90 % de confiabilidade), com o objetivo de se tentar diminuir a dispersão dos resultados obtidos, dando maior confiança ao ensaio.

As Figuras 4.2 a 4.9 mostram os resultados obtidos nos ensaios de vida de acordo com as condições de corte estabelecidas na Tab. 3.7.

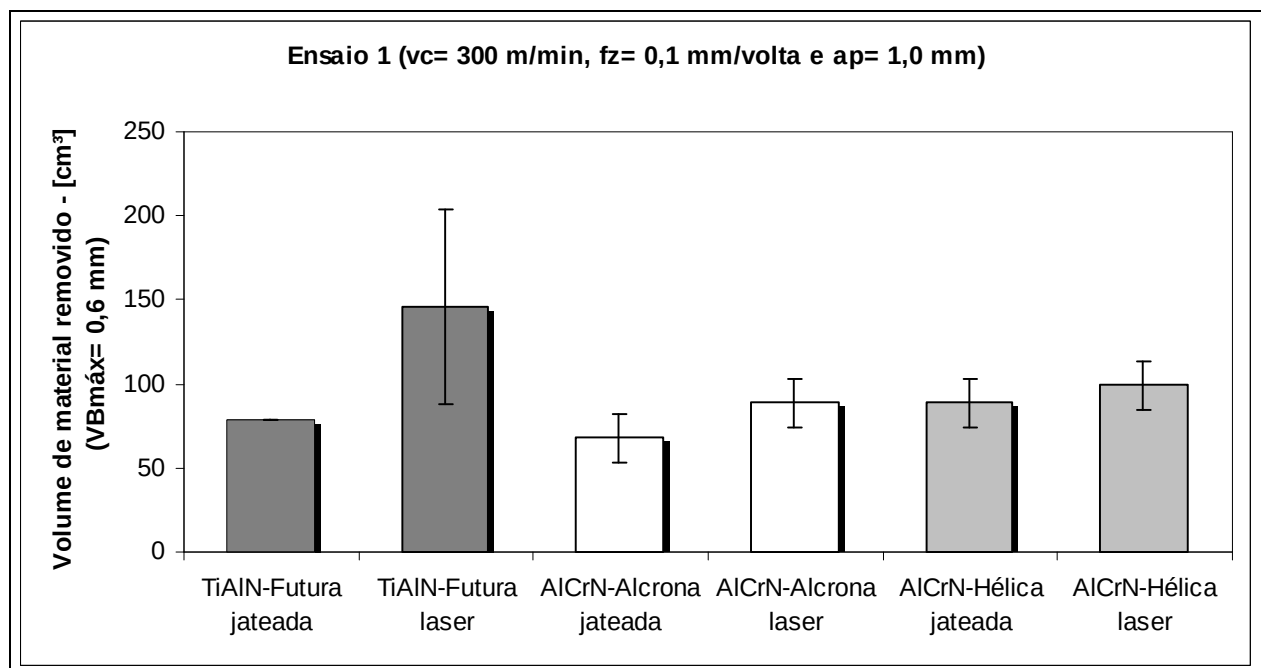


Figura 4.2 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 1.

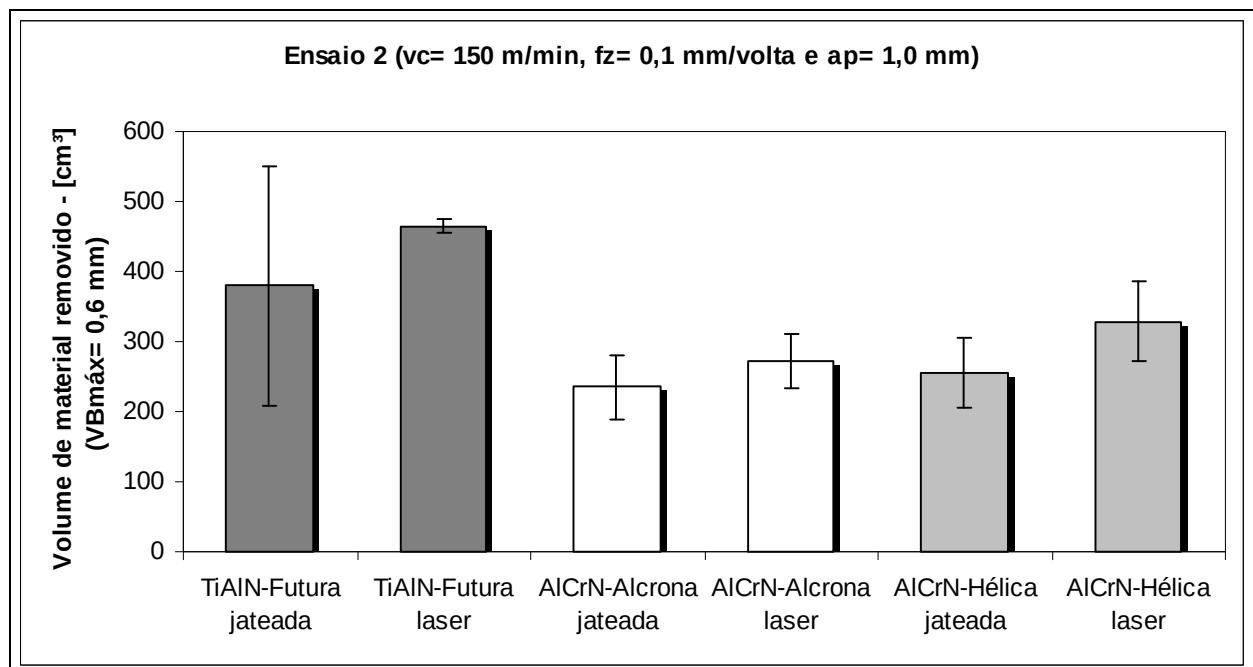


Figura 4.3 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 2.

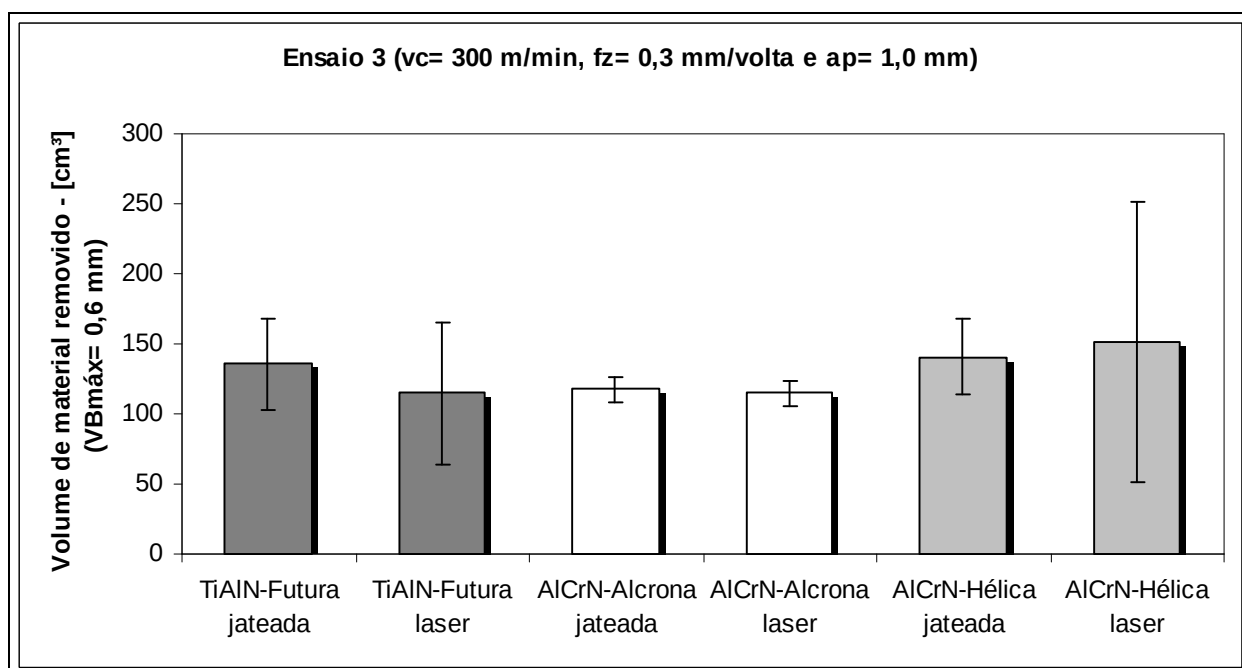


Figura 4.4 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 3.

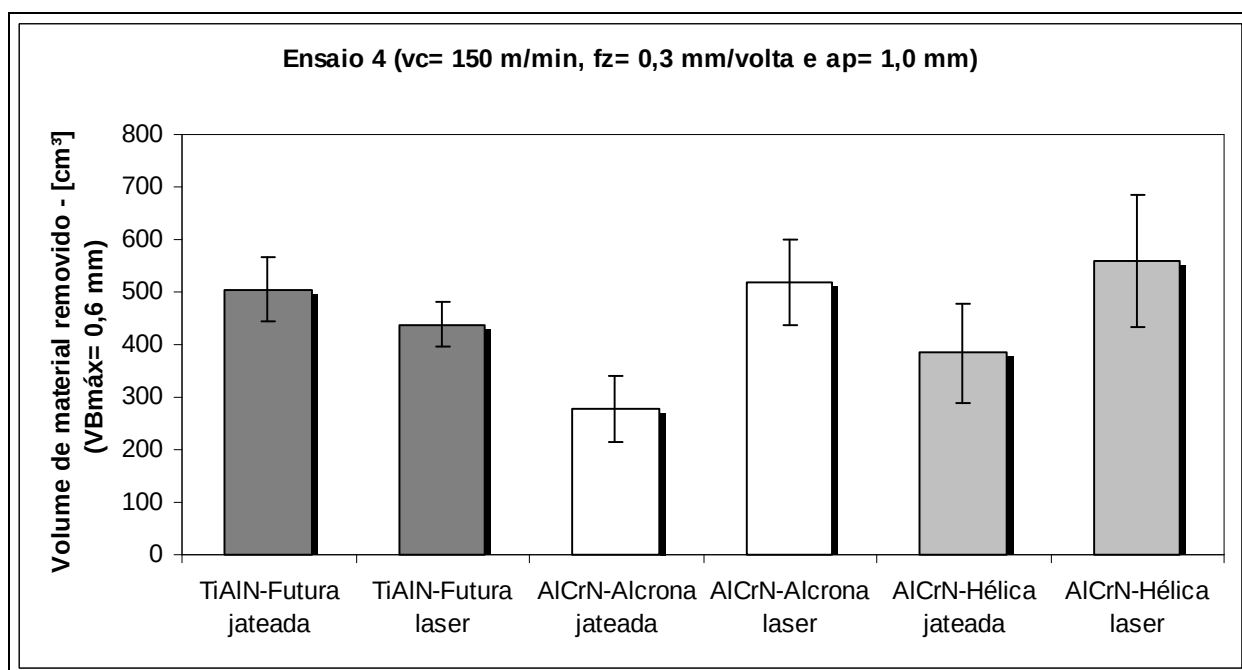


Figura 4.5 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 4.

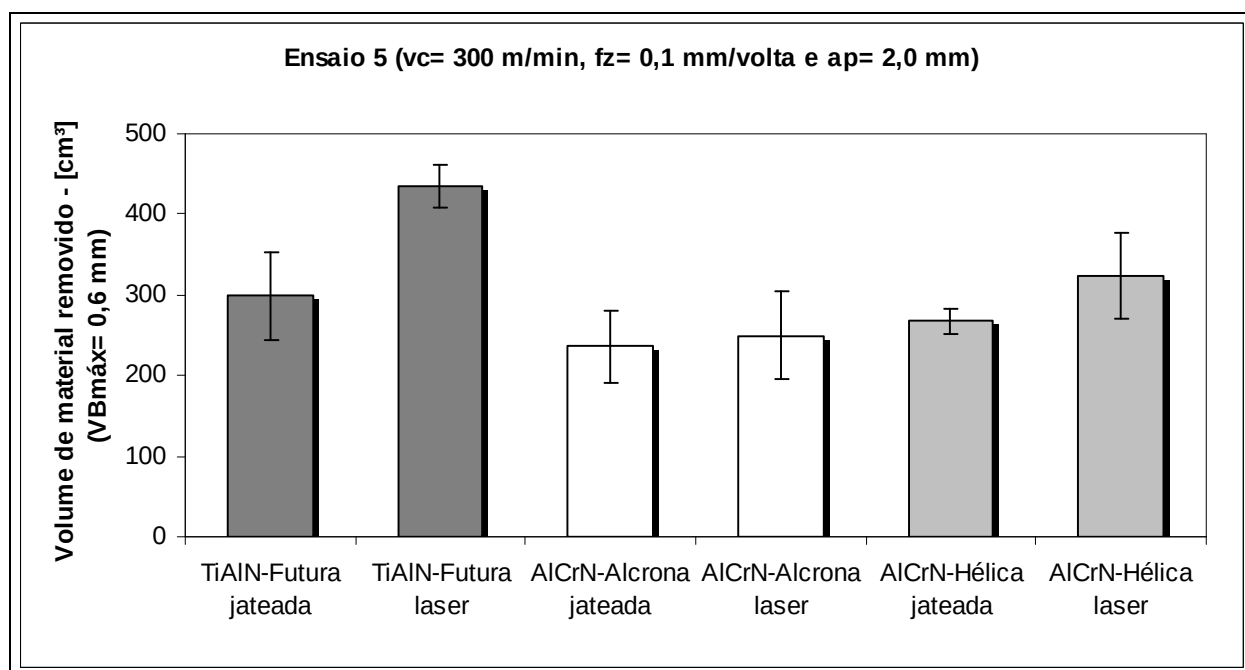


Figura 4.6 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 5.

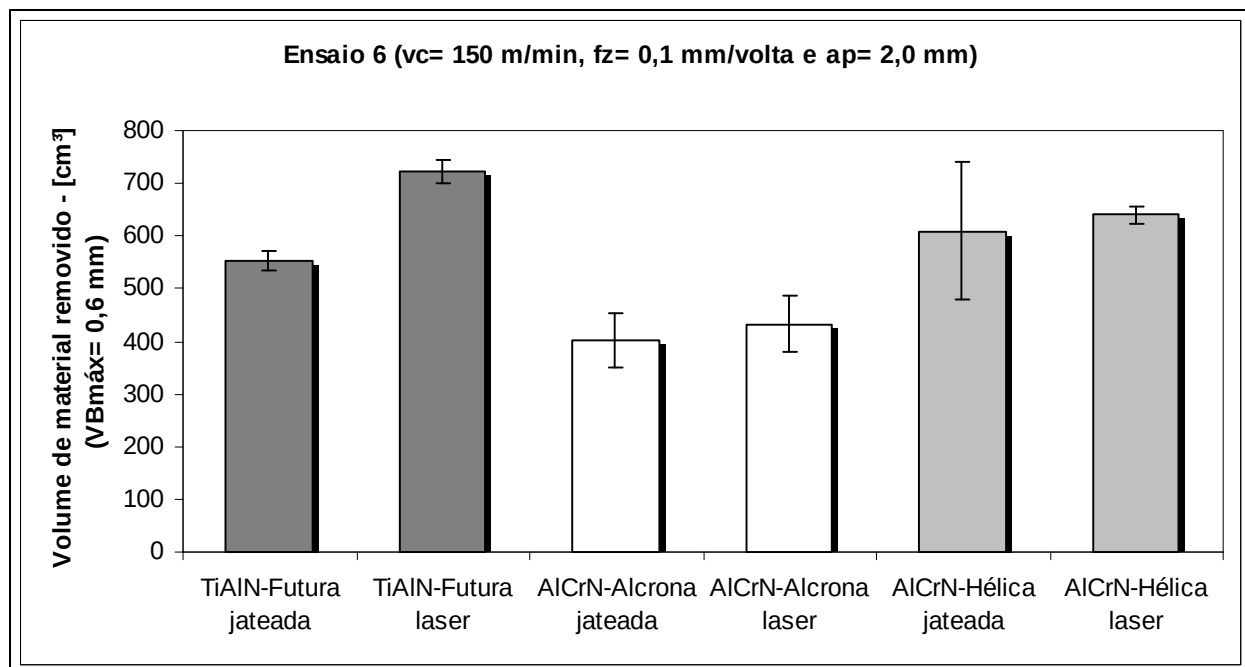


Figura 4.7 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 6.

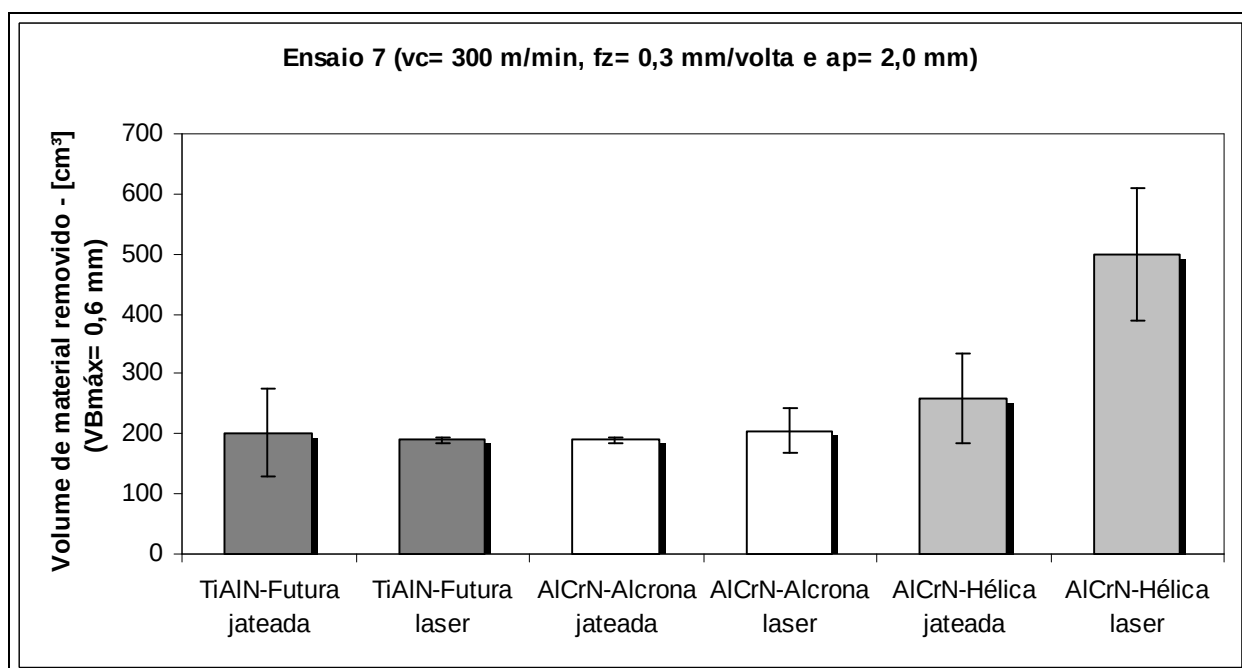


Figura 4.8 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 7.

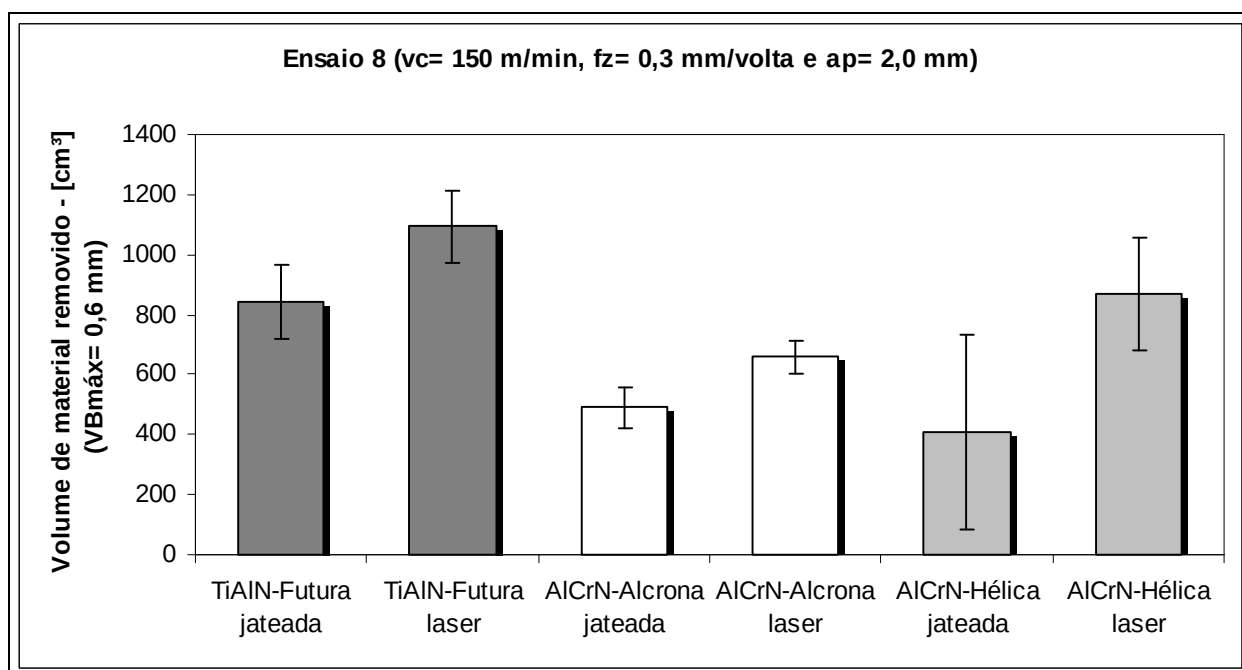


Figura 4.9 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 8.

Os resultados das Figs. 4.2 a 4.9 mostram que mesmo após a aplicação do método *Outlier*, o desvio padrão de alguns dados experimentais nos ensaios de vida das ferramentas continua elevada.

O desvio padrão elevado nos ensaios de vida ocorre, principalmente, em função do processo intermitente de corte, que é ainda mais severo devido à geometria da peça usinada, a qual provoca um corte duplo interrompido, e da heterogeneidade do material da peça, ferro fundido vermicular.

Com os resultados obtidos nos ensaios de vida foi possível estabelecer uma análise da influência dos parâmetros de corte (v_c , f_z e a_p) e suas interações no volume de material removido e, conseqüentemente, na vida das ferramentas ensaiadas.

Para esta análise utilizaram-se gráficos de Pareto, Figuras. 4.10 a 4.15, os quais indicam através de barras horizontais a influência das variáveis independentes do processo (parâmetros de corte - v_c , f_z e a_p) na variável dependente do processo, volume de material removido.

A ordem em que as barras horizontais estão dispostas nas Figs. 4.10 a 4.15, corresponde ao tamanho dos efeitos principais das variáveis independentes e suas interações. Cada barra horizontal mostra um valor que representa o tamanho da influência da variável independente na variável dependente. As interações entre as variáveis independentes são representadas pelo termo “com”, por exemplo, a interação (1)com(2) significa a interação entre a velocidade de corte (v_c) e o avanço (f_z), e assim por diante. A linha vertical *p-value* mostrada nas Figuras 4.10 a 4.15 é a significância estatística dos ensaios, ou seja, $p = 0,10$ representa uma significância estatística de 90%.

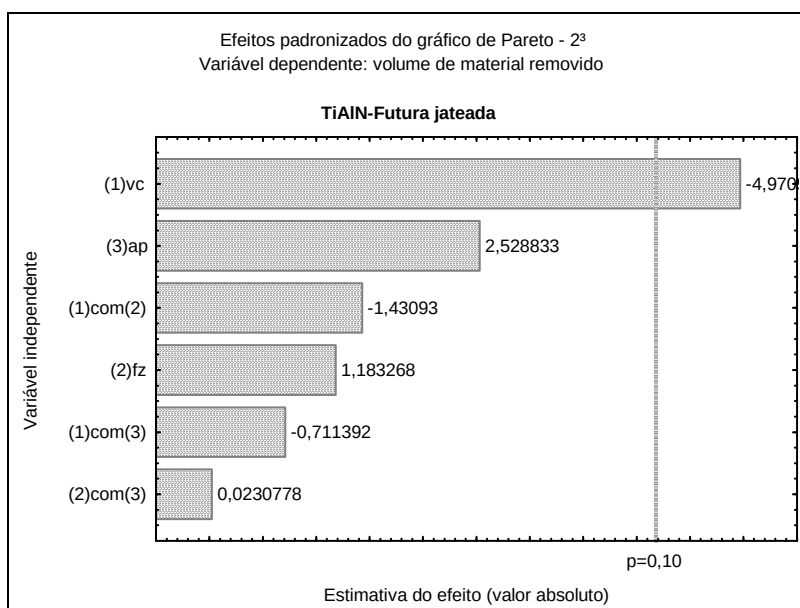


Figura 4.10 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta TiAlN-Futura jateada.

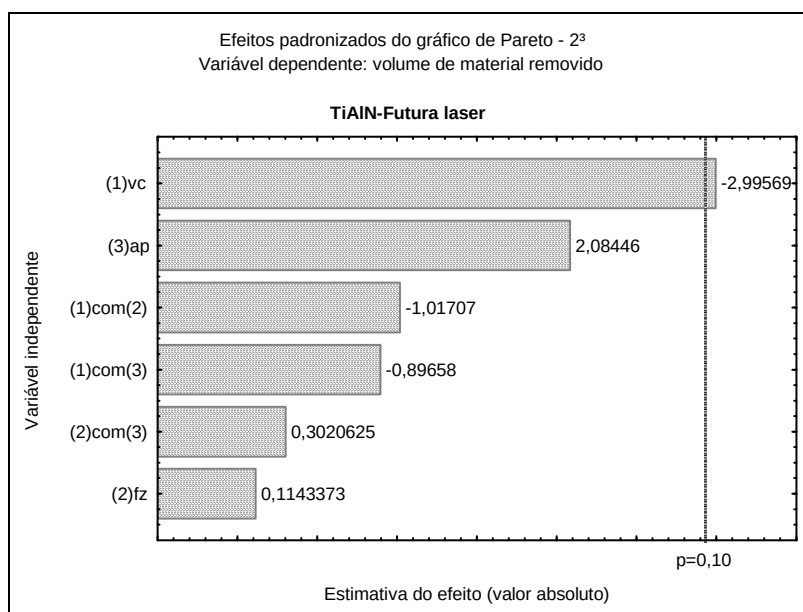


Figura 4.11 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta TiAlN-Futura laser.

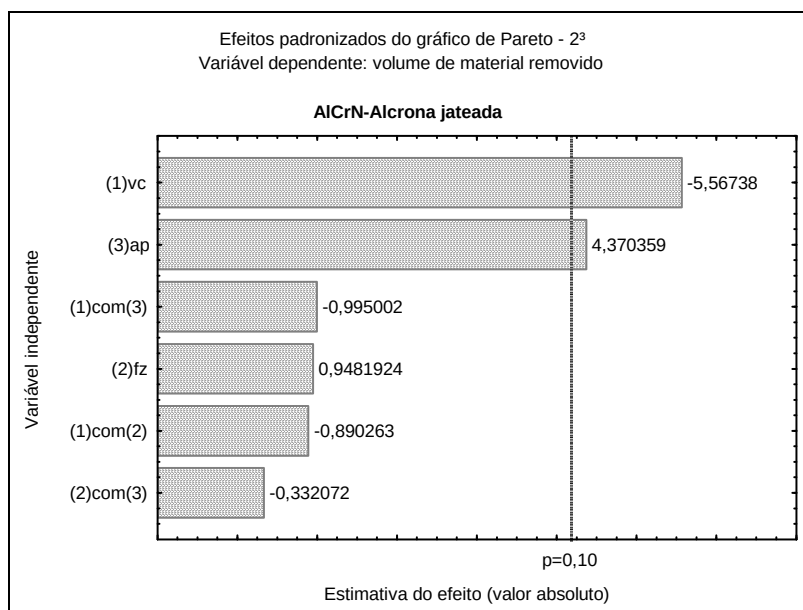


Figura 4.12 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Alcrona jateada.

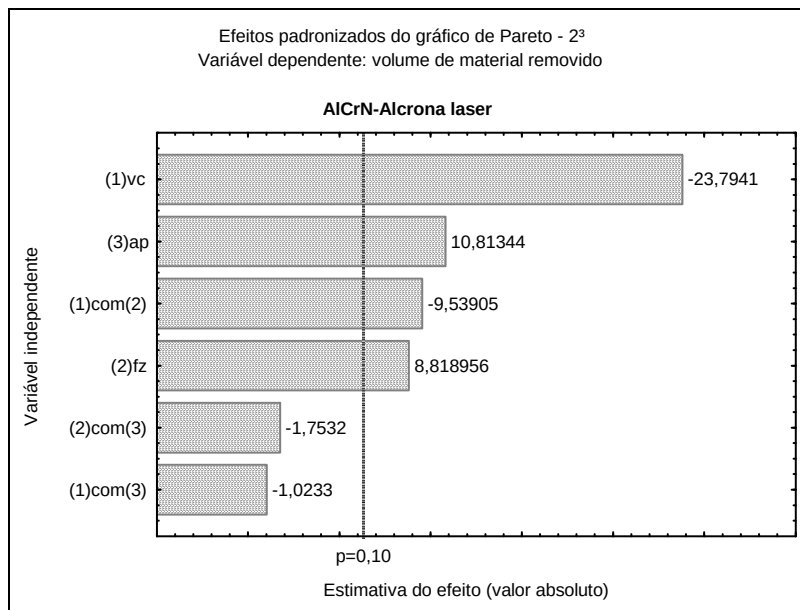


Figura 4.13 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Alcra laser.

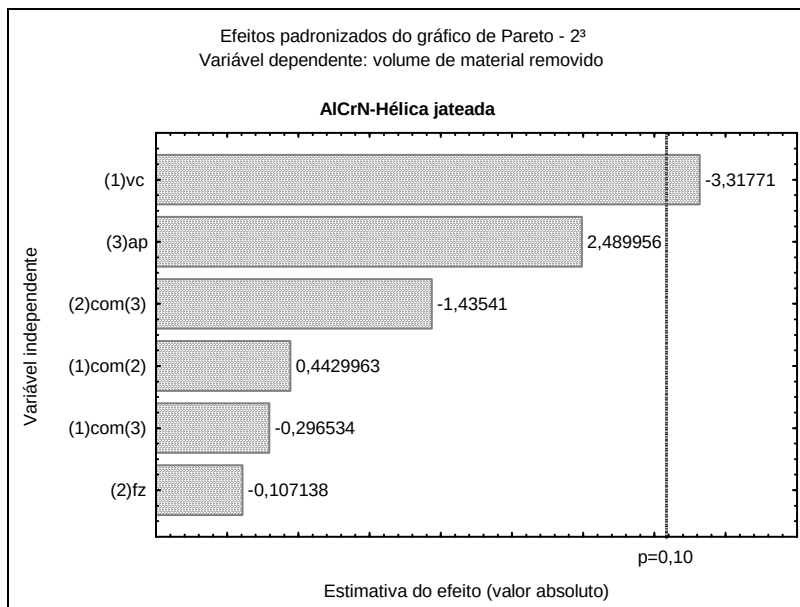


Figura 4.14 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Hélica jateada.

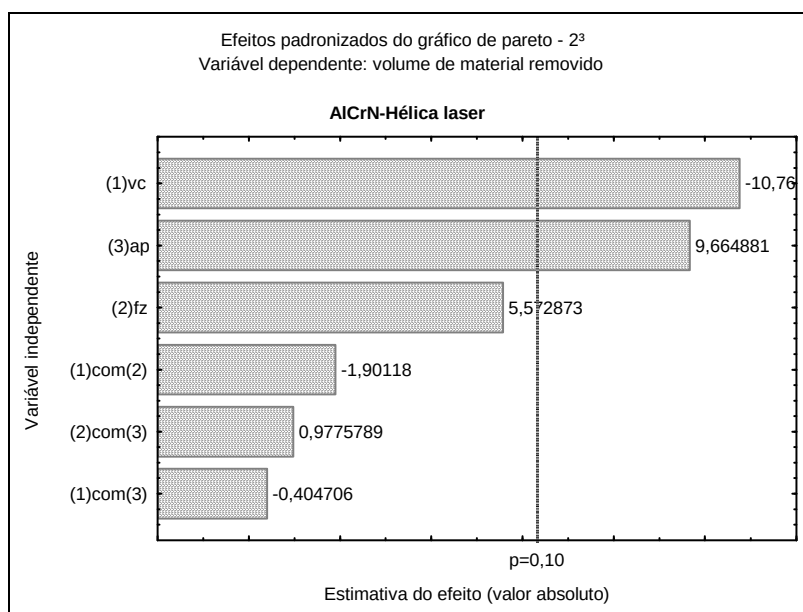


Figura 4.15 - Efeito dos parâmetros de corte na vida da ferramenta AlCrN-Hélica laser.

De maneira geral, a análise da estimativa numérica dos efeitos principais e interações indica que a velocidade de corte (v_c) e a profundidade de corte (a_p) foram os parâmetros de maior influência na vida das ferramentas, medida por meio do volume de material removido. Entretanto, a velocidade de corte foi o único parâmetro que apresentou significância estatística para todas as ferramentas ensaiadas. Uma vez que um efeito é significativo se sua barra horizontal correspondente atravessa a linha vertical onde p -value da ANOVA é de 0,10.

A estimativa numérica dos efeitos padronizados obtidos pelos gráficos de Pareto também indica, para todas as ferramentas ensaiadas, que a velocidade de corte apresenta uma direção negativa. Isso significa que velocidades de corte menores possibilitam um maior volume de material removido. Já a profundidade de corte possui uma direção positiva, ou seja, para profundidades de corte maiores é possível obter um maior volume de material removido.

Numa análise sucinta da influência dos parâmetros de corte no fresamento para as ferramentas ensaiadas, conclui-se que:

- No fresamento, o aumento da velocidade de corte aumenta a frequência de contato entre a aresta de corte da ferramenta e a peça. Evidentemente, a interação entre o aumento dos choques mecânicos entre a ferramenta e a peça, e o aumento da geração de calor, provocado pelo atrito durante a usinagem com o aumento da velocidade de corte, acelera o desgaste da ferramenta, conseqüentemente, o seu fim de vida;

- O aumento da profundidade de corte aumenta a área da seção de corte (e as áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário), aumentando o volume de material removido. A profundidade de corte tem influência positiva significativa na vida da ferramenta, também porque a vida está sendo expressa por volume de material removido. Caso estivesse sendo considerado o tempo de corte, possivelmente esta influência seria negativa;
- O avanço por dente também influencia nos ensaios de vida, porém, apresenta uma menor significância que a velocidade de corte e a profundidade de corte. Assim como a profundidade de corte, o aumento do avanço aumenta a área da seção de corte (e as áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário). Como o avanço por dente é a distância linear percorrido pela ferramenta, enquanto um determinado dente está em processo de corte, quanto maior f_z maiores serão as áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário do cavaco formado. Logo, maior será o volume de material removido durante a ação do corte. Contudo, o desgaste da ferramenta pode estar condicionado a um menor avanço por dente, pois o maior tempo de contato entre a peça e a ferramenta gera um maior aporte de calor, acelerando o desgaste da ferramenta. A influência do avanço por dente também apresentou o coeficiente positivo, indicando que maiores avanços oferecem maiores volumes de material removido. Novamente, se o tempo de corte, ao invés do volume de material removido estivesse sendo utilizado, possivelmente, o efeito desta variável se inverteria.

4.2.2. Influência dos Substratos e dos Revestimentos na Vida das Ferramentas

Ainda de acordo com os resultados dos ensaios de vida apresentados nas Figs. 4.2 a 4.9, as ferramentas com textura laser apresentaram, em média, maiores volumes de material removido.

O maior volume médio de material removido pelas ferramentas com textura laser pode estar condicionado a um maior travamento mecânico dos revestimentos sobre o substrato. Provavelmente, a modificação do substrato das ferramentas com feixe de laser garante uma padronização da textura, ao passo que o jateamento de partículas duras sobre o substrato cria uma orientação desordenada da textura, não garantindo pontos uniformes de ancoramento para os revestimentos.

As ferramentas com textura laser apresentaram desempenhos estatisticamente superiores aos seus respectivos pares jateados nos ensaios 1, 5, 6 e 8 com o revestimento TiAlN, ensaios 4 e 8 com o revestimento AlCrN-Alcrona e ensaio 7 com o revestimento

AlCrN-Hélica. Nos demais casos, mesmo tendo médias de vida superiores, os desvios padrões não permitem indicar que as ferramentas texturizadas a laser são superiores estatisticamente às ferramentas jateadas.

Somente no ensaio 9, com condições de corte estabelecidas como ponto central na Tab. 3.7, todas as ferramentas com textura laser apresentaram desempenho estatisticamente superior às ferramentas com textura jateada, como pode ser observado na Fig. 4.16.

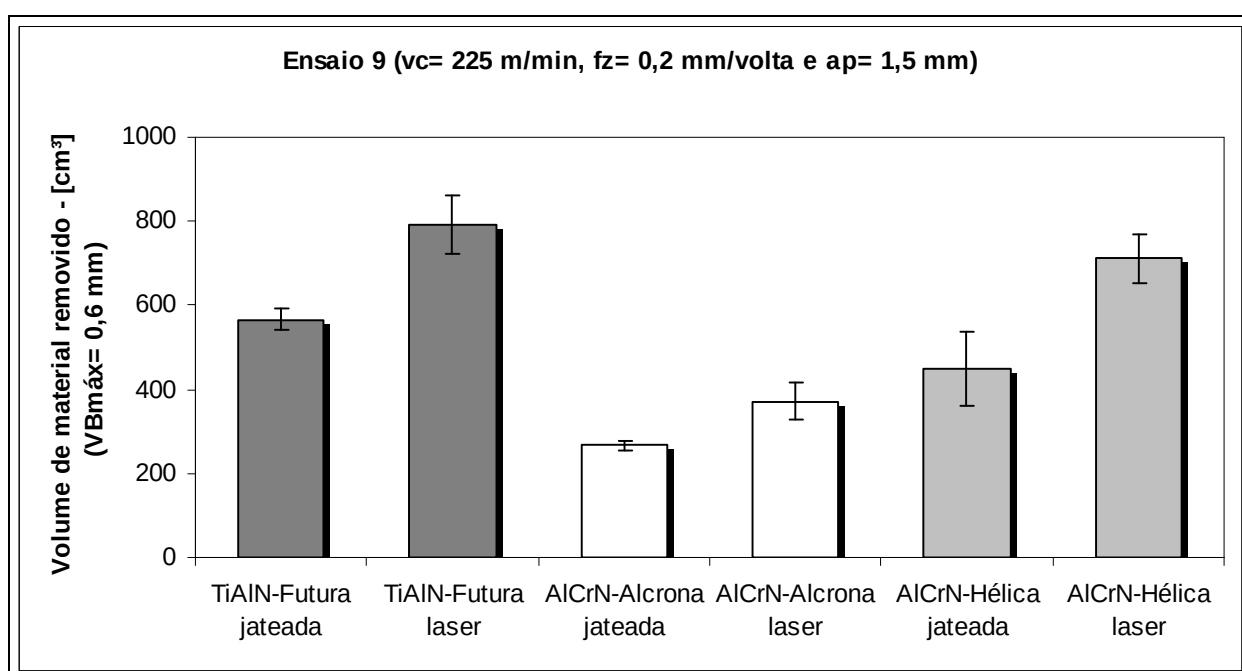


Figura 4.16 - Resultados dos ensaios de vida das ferramentas com textura jateada e laser no fresamento frontal de ferro fundido vermicular nas condições do ensaio 9.

Considerando apenas o desempenho dos revestimentos testados, observa-se que o TiAlN e o AlCrN-Hélica foram mais eficientes no fresamento de ferro fundido vermicular nas condições de corte estabelecidas na Tab. 3.7. O TiAlN apresentou o melhor desempenho nas condições de corte utilizadas nos ensaios 1, 2, 5, 6, 8 e 9, e o AlCrN-Hélica nos ensaios 3, 4 e 7.

O desempenho inferior do AlCrN-Alcrons em relação ao TiAlN e AlCrN-Hélica pode estar ligado as condições de corte utilizadas, mais precisamente as temperaturas alcançadas na superfície das ferramentas.

Os revestimentos finos não são capazes de bloquear o calor dissipado para o substrato da ferramenta. Necessariamente, eles funcionam como uma resistência térmica, que diminui o calor transferido para o substrato (Bunshah, 2001).

Os revestimentos ternários $\text{Al}_x\text{Ti}_{1-x}\text{N}$ e $\text{Al}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ são mais eficientes no bloqueio do calor transferido para o substrato, pois durante o processo de corte, principalmente em elevadas temperaturas, ocorre uma tribo-oxidação sobre a superfície das ferramentas, resultando no consumo dos elementos constituintes do revestimento para a formação de filmes protetivos de óxidos, como o Al_2O_3 , com elevada estabilidade química e termodinâmica (Endrino et al., 2007).

O Al_2O_3 funciona como uma resistência térmica entre a superfície e o substrato da ferramenta. Assim, uma parcela maior do calor gerado durante o corte pode ser dissipado através da remoção do cavaco.

No entanto, para que ocorra a formação de óxidos na superfície da ferramenta são necessárias temperaturas elevadas, para que o alumínio presente nos revestimentos possa reagir com o oxigênio, formando Al_2O_3 . No $\text{Al}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ forma-se ainda Cr_2O_3 , e no $\text{Al}_x\text{Ti}_{1-x}\text{N}$, TiO_2 , a cerca de 600-800 °C, o que é indesejado por não ser um óxido com característica lubrificante (Kawate et al., 2003 e Endrino e Derflinger, 2005).

O revestimento $\text{Al}_x\text{Cr}_{1-x}\text{N}$ apresenta uma resistência à oxidação superior ao $\text{Al}_x\text{Ti}_{1-x}\text{N}$ (Endrino et al., 2007). A Figura 4.17 mostra que a formação de óxidos nos AlCrN inicia-se a partir de 1000°C enquanto que nos revestimentos TiAlN e TiAlN-nano a oxidação tem início a 800°C.

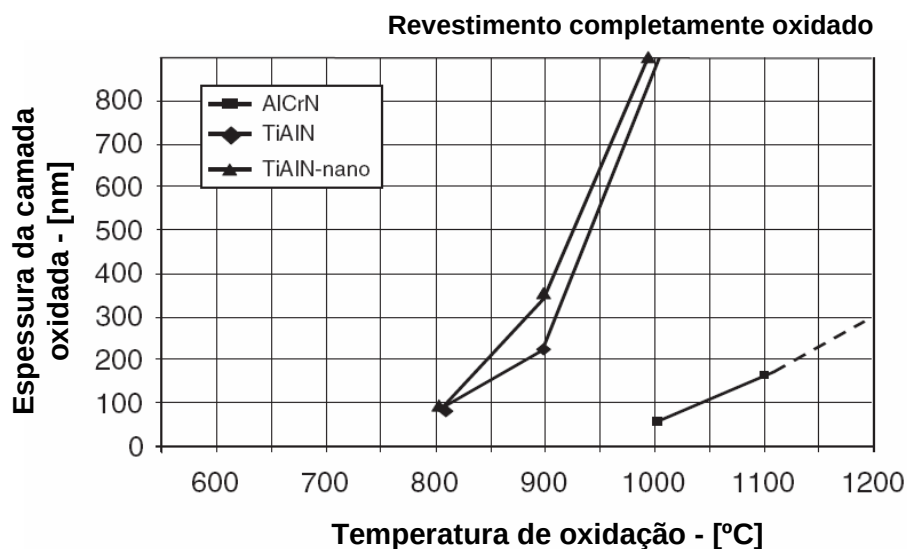


Figura 4.17 - Comportamento à oxidação dos revestimentos AlCrN, TiAlN e TiAlN-nano (Quinto, 2004 e Coelho et al., 2007).

Conclui-se então que o AlCrN, assim como o TiAlN, é um revestimento “termicamente ativável”, porém, as temperaturas que otimizam o desempenho do AlCrN estão no intervalo entre 925-1100°C (Fox-Rabinovich et al., 2005; Kalls et al., 2006; Endrino et al., 2006 e Coelho et al., 2007), e para o TiAlN, entre 800-825°C (Fox-Rabinovich et al., 2005; Kalls et al., 2006; Endrino et al., 2006 e Coelho et al., 2007), ou seja, há uma necessidade de elevadas temperaturas durante o corte para que o AlCrN possa ser ativado, formando óxidos de Al_2O_3 e Cr_2O_3 , que, provavelmente, alteram a interação tribológica entre a ferramenta e a peça.

Provavelmente, as temperaturas desenvolvidas neste ensaio estariam mais próximas da faixa de oxidação do TiAlN, possibilitando a formação de Al_2O_3 , formando uma barreira térmica à propagação de calor para o substrato e promovendo uma maior lubricidade entre a ferramenta e a peça, retardando o desgaste, e conseqüentemente, aumentando a vida da ferramenta revestida de TiAlN.

Outro ponto de vista que deve ser discutido quando se compara o desempenho dos revestimentos TiAlN e AlCrN-Alcrona é quanto à condutividade térmica destes filmes em temperaturas abaixo da temperatura de oxidação. Como não se sabe qual a temperatura gerada na superfície das ferramentas, a qual poderia estar abaixo da temperatura de oxidação do TiAlN, o desempenho das ferramentas pode estar vinculado ao efeito da condutividade térmica do filme.

Apesar de não ser possível apresentar os dados de condutividade térmica para os dois revestimentos, é plausível que o AlCrN-Alcrona tenha uma condutividade térmica maior do que o TiAlN, em virtude da substituição do titânio pelo cromo. O cromo apresenta uma condutividade térmica de 94 W/mK, ao passo que a condutividade térmica do titânio é de apenas 22 W/mK (Coelho et al., 2007). Assim, uma condutividade térmica mais elevada do revestimento AlCrN-Alcrona permitiria um fluxo de calor mais elevado através dele, resultando numa maior quantidade de calor dissipado no substrato da ferramenta, acelerando o “amolecimento” do substrato, possibilitando o aumento no desgaste da ferramenta.

O efeito da adesividade inferior do AlCrN-Alcrona em relação aos revestimentos TiAlN e AlCrN-Hélica, também pode ter um papel fundamental no seu desempenho nos ensaios de vida. Os ensaios de indentação mecânica mostrados no item 4.5 evidenciam claramente uma pior adesividade do AlCrN, com maiores áreas de delaminação do filme para os substratos com texturas jateada e laser. Uma baixa adesividade do revestimento sobre o substrato interfere diretamente no comportamento da ferramenta durante o corte, pois a delaminação da camada, leva ao contato prematuro do metal duro do substrato com a peça. Além disso, a fragmentação do revestimento gera partículas duras e abrasivas que

interagem com o sistema tribológico peça-ferramenta, podendo acelerar ainda mais o desgaste da ferramenta de corte.

Em relação ao revestimento AlCrN-Hélica, observa-se que seu desempenho nos ensaios de vida foi próximo ao do TiAlN. O AlCrN-Hélica apresenta temperatura de oxidação em torno de 900°C, formando óxidos de alumínio e cromo (Fox-Rabinovich et al., 2005).

O AlCrN-Hélica é um revestimento cuja composição química é dada por (Al,Cr,Ti,Si)-X, onde X pode indicar tanto a presença de N (nitrogênio) quanto de carbonitreto (CN) (Fox-Rabinovich et al., 2005; Derflinger et al., 2008).

A Figura 4.18 e Tabela 4.2 mostram uma estimativa da microanálise química de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) do AlCrN-Hélica nas ferramentas de corte com textura jateada e laser.

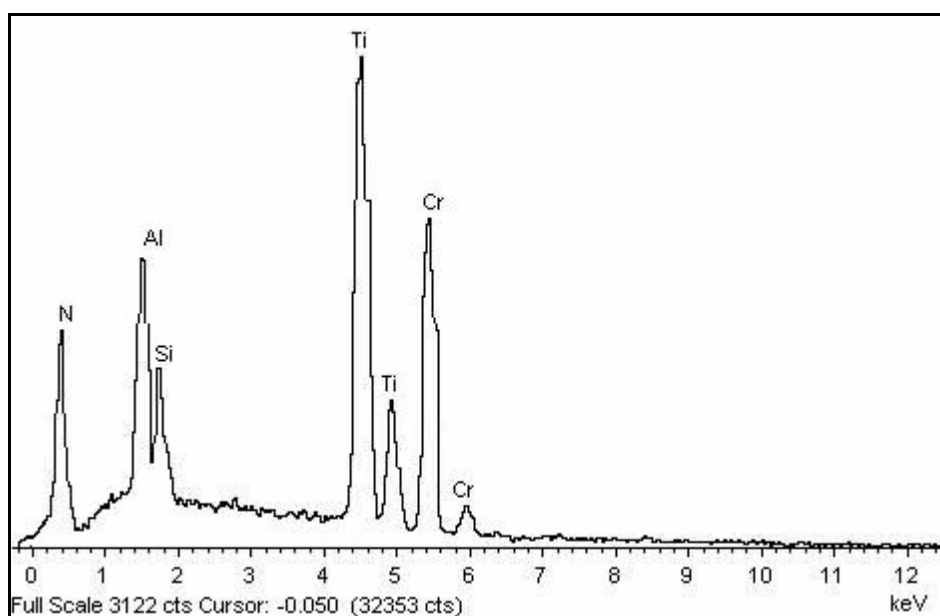


Figura 4.18 - Espectro de EDS originado da superfície de saída de uma ferramenta revestida de AlCrN-Hélica.

Tabela 4.2 - Caracterização por EDS dos elementos químicos presentes no revestimento AlCrN-Hélica.

Elemento	Peso [%] - substrato jateado	Peso [%] - substrato laser
N	15,84	18,61
Al	16	12,86
Si	4,86	4,58
Ti	46,44	49,54
Cr	16,86	14,41

Cada elemento químico pode ser responsável por uma característica do revestimento. No AlCrN, a adição de Al no Ti-(N), dependendo da quantidade, altera a dureza e diminui a reatividade química do revestimento, uma vez que o Ti tem afinidade química com diversos elementos. A adição de Cr melhora a plasticidade do revestimento, prolongando a vida da ferramenta em condições de corte mais severas (Kovalev et al., 2006). Já a adição de pequenas quantidades de Si aumenta a dureza, melhora a resistência ao desgaste e a oxidação a elevadas temperaturas do revestimento (Derflinger, 2008).

A Tabela 4.2 mostra que entre os elementos ativos da fonte de deposição do AlCrN-Hélica, o Ti é o elemento químico em maior quantidade, seguido pelo Cr, Al e Si. A estimativa do Al na Tabela 4.2 mostra que sua quantidade é relativamente pequena em relação ao Ti.

A dureza e o módulo de elasticidade do revestimento são fortemente influenciados pela quantidade relativa de Ti e Al. Os valores dessas propriedades aumentam com o aumento da quantidade de Al no filme, e alcançam um valor máximo para uma concentração de Al em torno de 60%, acima disso a dureza e o módulo de elasticidade diminuem drasticamente, devido à modificação da estrutura cristalina do filme (PalDey e Deevi, 2003).

O revestimento TiAlN utilizado neste trabalho também apresenta uma menor quantidade de Al em relação ao Ti, como indica a Fig. 4.19 e a estimativa da composição química do revestimento dada na Tab. 4.3.

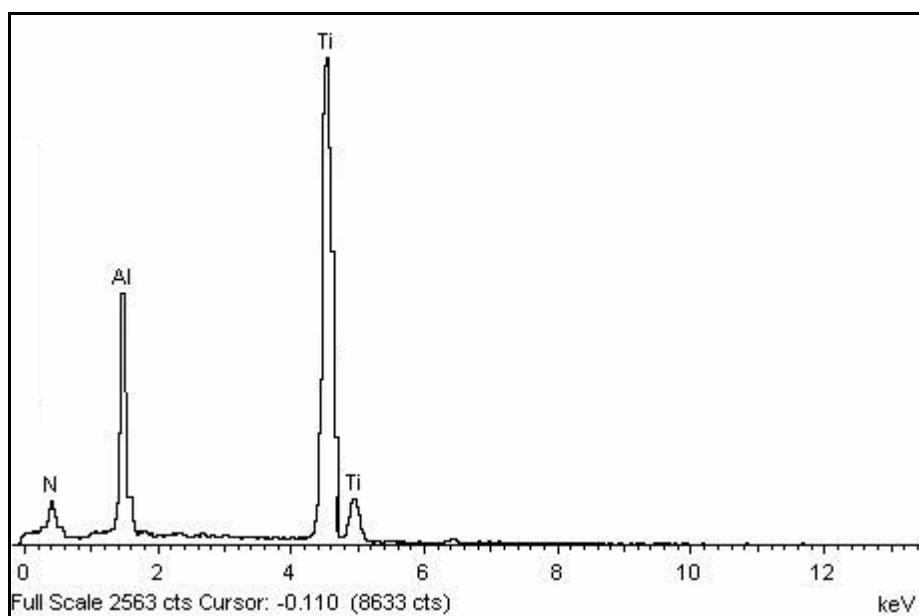


Figura 4.19 - Espectro de EDS originado da superfície de saída de um inserto revestido de TiAlN-Futura.

Tabela 4.3 - Caracterização por EDS dos elementos químicos presentes no revestimento TiAlN-Futura.

Elemento	Peso [%] - substrato jateado	Peso [%] - substrato laser
N	4,4	4,3
Al	32,25	31,29
Ti	63,35	64,41

Para o AlCrN-Alcrona, a Figura 4.20 e a estimativa da composição química do revestimento dada na Tab. 4.4 mostra uma quantidade equilibrada entre os elementos Al e Cr, em torno de 40%. No AlCrN-Alcrona, propriedades como dureza, módulo de elasticidade, resistência ao desgaste abrasivo e a oxidação são melhoradas ao máximo quando a concentração de Al no filme está em torno de 70 % (Fox-Rabinovich et al., 2005; Derflinger et al., 2008).

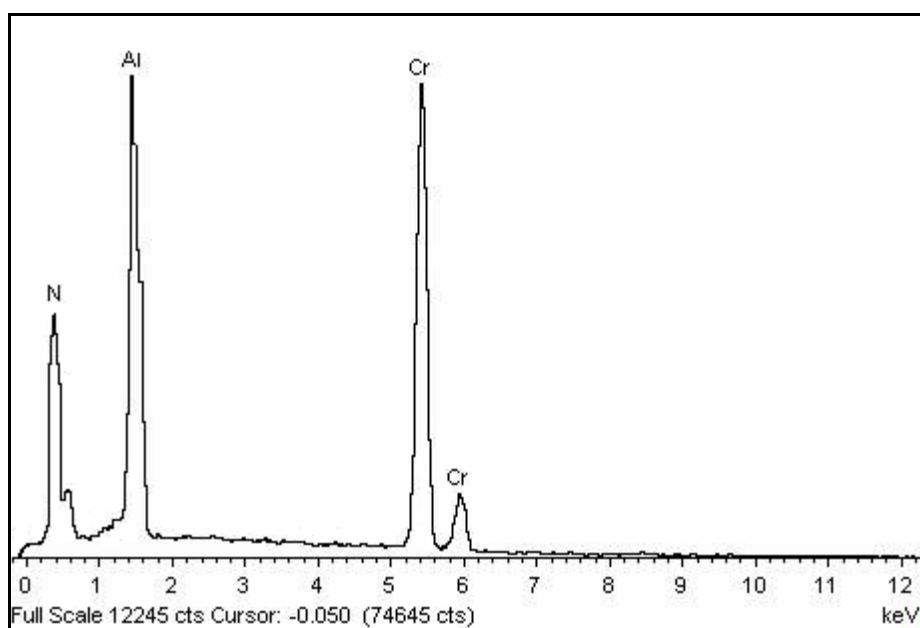


Figura 4.20 - Espectro de EDS originado da superfície de saída de um inserto revestido de AlCrN-Alcrona.

Tabela 4.4 - Caracterização por EDS dos elementos químicos presentes no revestimento AlCrN-Alcrona.

Elemento	Peso [%] - substrato jateado	Peso [%] - substrato laser
N	20,55	26,33
Al	39,98	37,35
Cr	39,47	36,32

A composição química que influencia diretamente nas propriedades intrínsecas do revestimento, juntamente com outros fatores como, a nucleação e a forma de crescimento do filme, as tensões residuais deixadas pelo processo de deposição e sua adesividade podem ser determinantes no comportamento da ferramenta de corte.

4.2.3. Caracterização do Desgaste e Avaria das Ferramentas

A figura 4.21 mostra o aspecto dos desgastes das ferramentas com texturas jateada e laser, revestidas de AlCrN-Hélica, AlCrN-Alcraona e TiAlN-Futura.

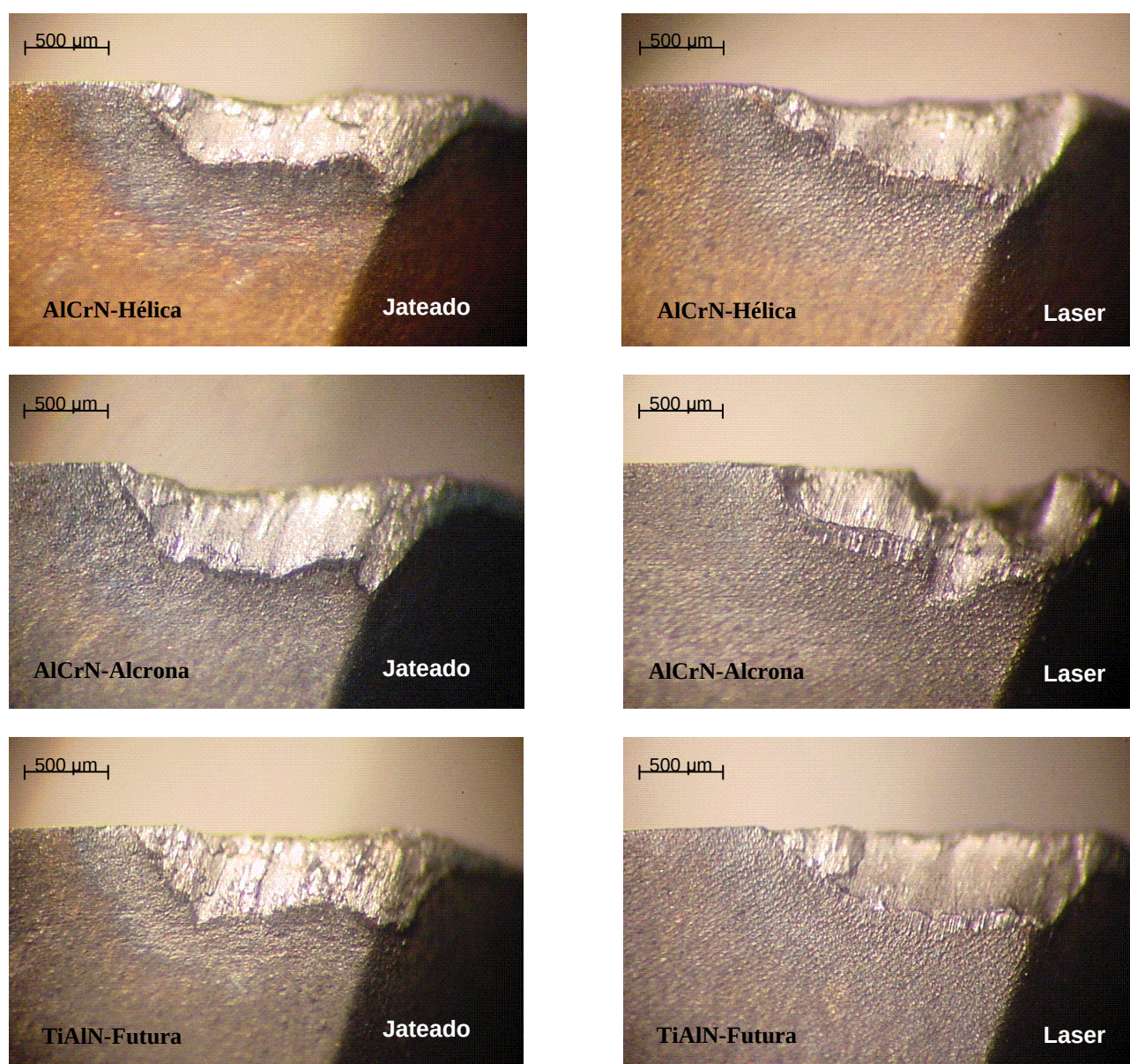


Figura 4.21 - Desgaste de flanco das ferramentas de metal duro com texturas jateada e laser após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 3.

Para todas as condições de corte ensaiadas, as ferramentas apresentaram praticamente o mesmo aspecto de desgaste, ocorrendo de maneira constante. Dos três tipos existentes de destruição da ferramenta de corte, desgaste, avaria e deformação plástica, de acordo com Machado et al. (2009), dois foram nitidamente encontrados no trabalho desenvolvido: desgaste e avaria.

Por meio das fotos obtidas com microscópio óptico mostradas na Fig. 4.21 foi possível constatar, de maneira geral, a ocorrência de um desgaste uniforme e localizado nas ferramentas, típico de um desgaste de flanco. Na Figura 4.21 observa-se também o lascamento na ferramenta com textura laser revestida de AlCrN-Alcrons. Praticamente o mesmo aspecto de desgaste mostrado na Fig. 4.21 foi observado para as outras condições de corte ensaiadas.

O aspecto do desgaste de flanco observado nas fotos da Fig. 4.21, não permitiu identificar com clareza o mecanismo de desgaste que atua nas ferramentas durante a usinagem. Entretanto, o padrão de desgaste com microsulcos relativamente uniforme e fácil de mensurar no flanco da ferramenta, caracterizam a abrasão como o principal mecanismo de desgaste (Childs et al., 2000). Também é provável a ação do mecanismo de desgaste por *attrition* nas ferramentas ensaiadas. Estes mecanismos de desgaste são típicos da presença de fluxo irregular de material, como é o caso do processo de fresamento.

As condições de corte utilizadas, o material usinado, e mesmo o material da ferramenta são importantes fatores que contribuem para que os principais mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas ensaiadas sejam a abrasão e o *attrition*.

As condições de corte utilizadas, provavelmente, não geram uma quantidade suficiente de calor na interface cavaco-ferramenta, que provoquem nas ferramentas testadas os mecanismos de desgaste ativados termicamente. Desta maneira, presume-se que os mecanismos de desgaste de origem mecânica, que ocorrem a baixas temperaturas, dominem o desgaste nas ferramentas ensaiadas.

A microestrutura e a morfologia do ferro fundido vermicular, também interferem no comportamento das ferramentas ao desgaste. A morfologia alongada da grafita do ferro fundido vermicular, com orientação desordenada, e a presença de arestas arredondadas interconectadas com a matriz de ferro, dando o aspecto de um “coral”, comprometem a formação de pontos de concentração de tensões durante a usinagem da peça, dificultando a geração e propagação de trincas no ferro fundido vermicular (Abele et al., 2002).

As partículas duras, particularmente, os carbonetos de tungstênio que eventualmente se soltam das ferramentas de metal duro, e pequenos fragmentos de AlCrN-Hélica, AlCrN-Alcrons e TiAlN-Futura formados pela quebra dos revestimentos durante o processo

de corte, contribuem igualmente para o surgimento dos mecanismos de desgaste por abrasão e *attrition* durante a usinagem.

A Figura 4.22 mostra um típico padrão de desgaste numa ferramenta com textura laser revestida de TiAlN-Futura, com microsulcos paralelos bem definidos, que indicam a direção de escoamento ou fluxo de material da peça, e uma região com acabamento áspero, em virtude do arrancamento de grãos da ferramenta e/ou deslocamento de material aderido da peça na ferramenta, caracterizando os mecanismos de desgaste por abrasão e *attrition*, respectivamente.

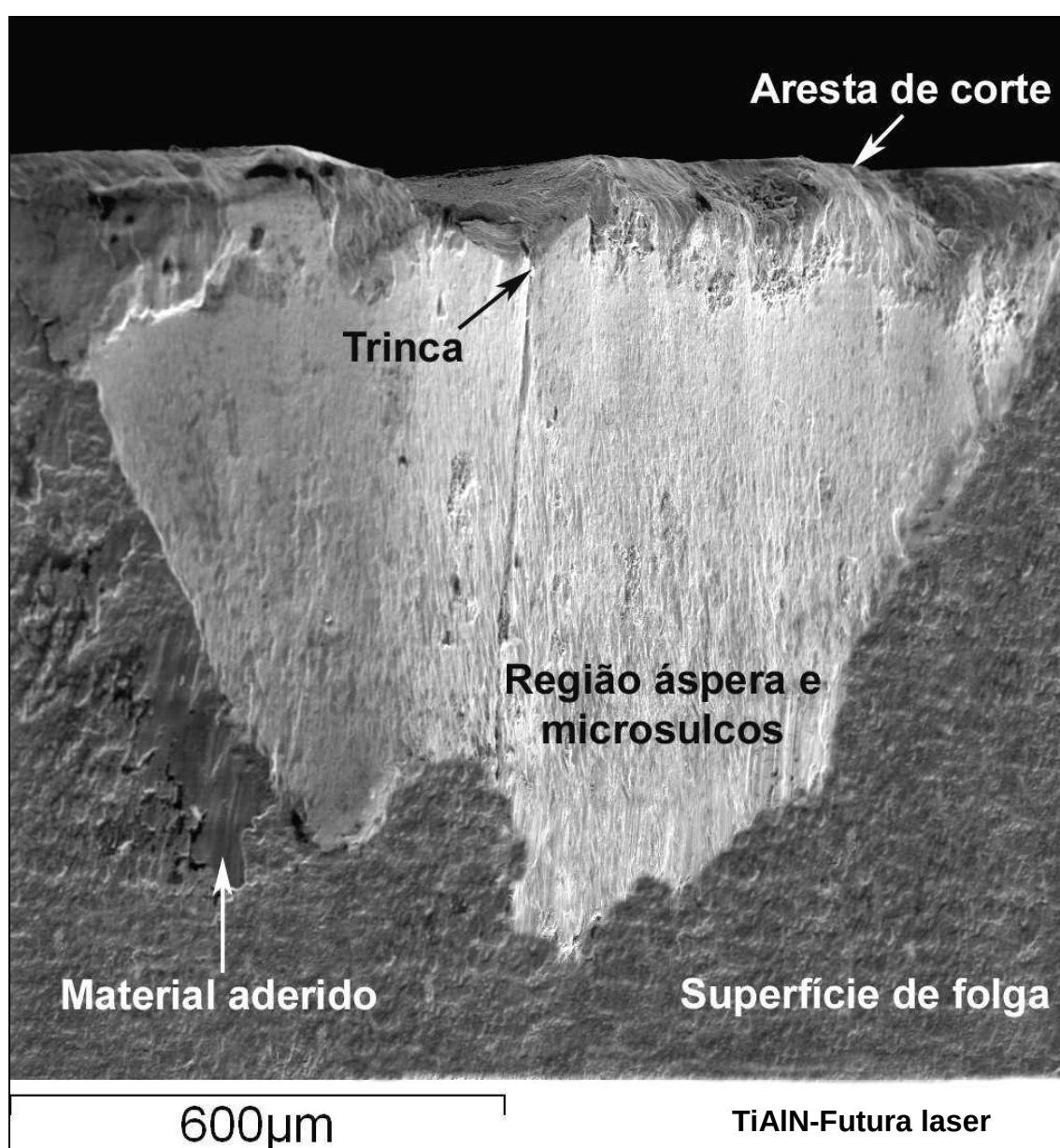


Figura 4.22 - Imagem de MEV-BSD do desgaste de flanco de uma ferramenta com textura laser revestida de TiAlN-Futura após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 7.

Outra forma observada de destruição das ferramentas de corte foi a presença de trincas perpendiculares à aresta de corte, que se propagam desde a superfície de folga até a superfície de saída da ferramenta, como indicam as Figs. 4.22, 4.23 e 4.24. Normalmente, trincas perpendiculares à aresta de corte da ferramenta representam uma avaria de origem térmica, causada pela flutuação da temperatura durante um ciclo da ferramenta. (Machado et al., 2009).

As trincas de origem térmica, geralmente, por um processo de erosão, transformam-se em sulcos, conhecidos por “sulcos desenvolvidos em forma de pentes” (*combcrack*s) (Ferraresi, 1977 e Machado et al., 2009).

A presença de uma trinca pode comprometer a continuidade do processo de corte pela sua transformação em sulco (no caso de trincas de origem térmica) ou por promover uma lasca, ou mesmo a quebra da ferramenta de corte. A geração da lasca ocorre quando a trinca é mais superficial, enquanto a quebra ocorrerá se a trinca for mais profunda (Machado et al., 2009). Este tipo de trinca mais profunda pode ter sido a causa da quebra do substrato da ferramenta mostrada na Fig. 4.23.

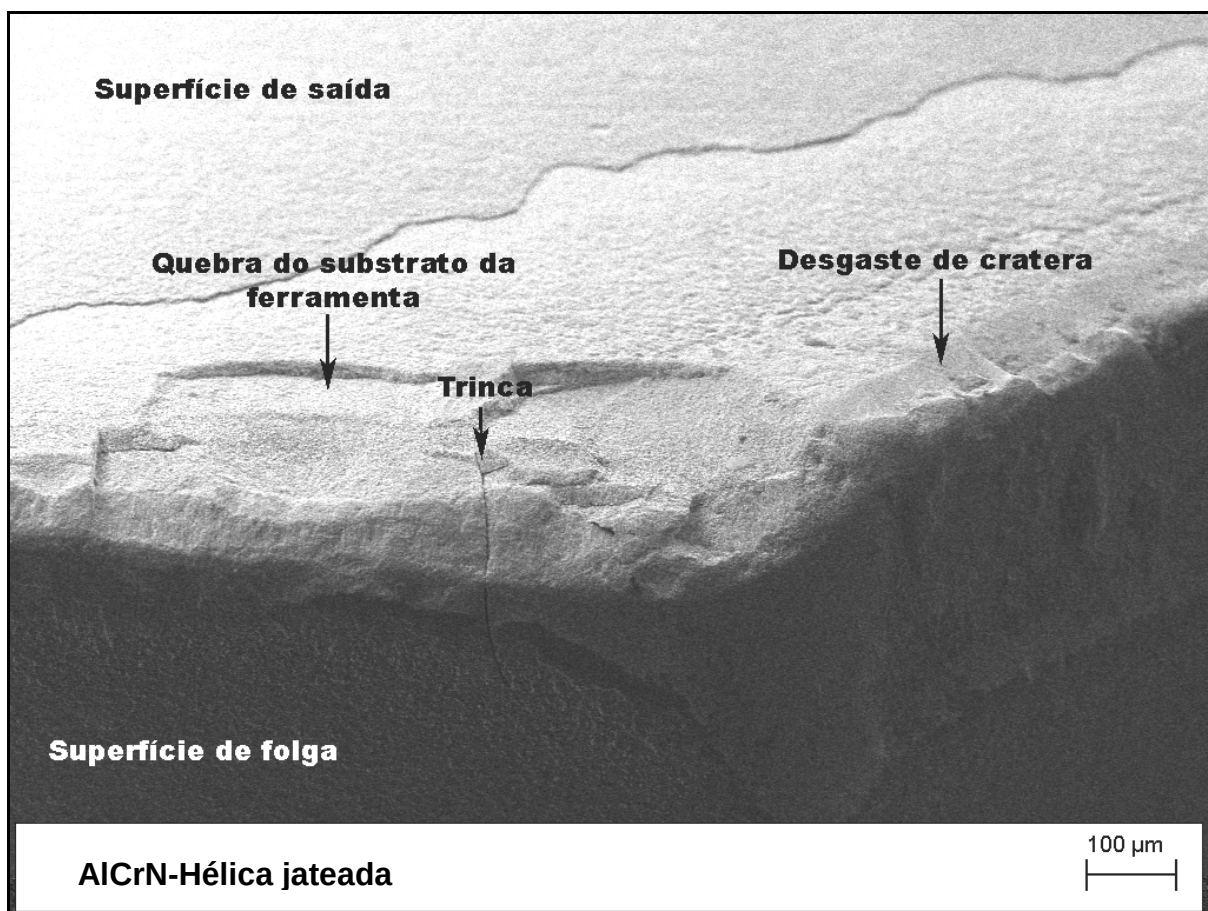


Figura 4.23 - Imagem de MEV de uma ferramenta com textura jateada revestida de AlCrN-Hélica após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 7.

As Figuras 4.24 a 4.28 servem como exemplo na caracterização dos diversos aspectos dos desgastes sofridos pelas ferramentas utilizadas nos ensaios de vida.

A Figura 4.24 caracteriza pontos de mapeamento por EDS da superfície desgastada de uma ferramenta com textura laser revestida de AlCrN-Alcrona após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 7, conforme estabelecido na Tab. 3.7.

Com este mapeamento é possível perceber claramente por meio das Figs. 4.25 a 4.28, a interação entre a análise química e a destruição da ferramenta AlCrN-Alcrona laser pelo efeito do desgaste:

- No ponto 1, a estimativa da análise química mostra maior quantidade de tungstênio, demonstrando que o substrato da ferramenta AlCrN-Alcrona laser está exposto, pelo possível destacamento prematuro do revestimento;
- No ponto 2, a estimativa da análise química mostra maior quantidade de ferro, demonstrando forte adesão de material da peça, o que pode resultar no mecanismo de desgaste por *attrition* na ferramenta;
- No ponto 3, a estimativa da análise química dessa região mostra maior presença de alumínio e cromo, elementos constituintes do filme de revestimento.
- A região tomada no ponto 3 parece ser uma região limítrofe de desgaste do revestimento AlCrN antes de atingir o substrato da ferramenta;
- No ponto 4, a estimativa da análise química mostra a presença de alumínio, cromo e ferro. A maior quantidade de ferro no ponto 4 pode ser justificada pelo escoamento dos cavacos do material da peça na superfície de saída da ferramenta.

Nas Figuras 4.26, 4.27 e 4.28, os pontos 2, 3 e 4 da ferramenta AlCrN-Alcrona laser mostram também a presença de oxigênio indicando a formação de óxidos na superfície da ferramenta durante o processo de usinagem.

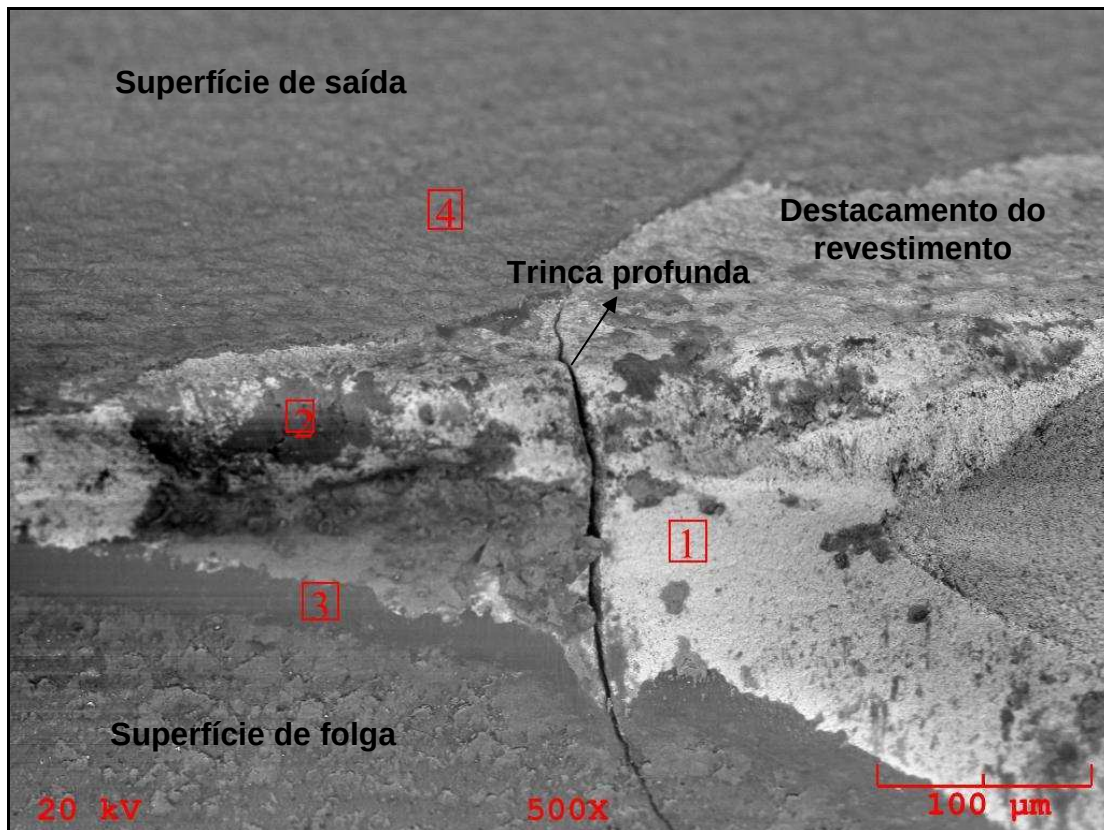


Figura 4.24 - Mapeamento com pontos de EDS de uma ferramenta com textura laser revestida de AlCrN-Alcrona após o fim de vida, na condição de corte do ensaio 7.

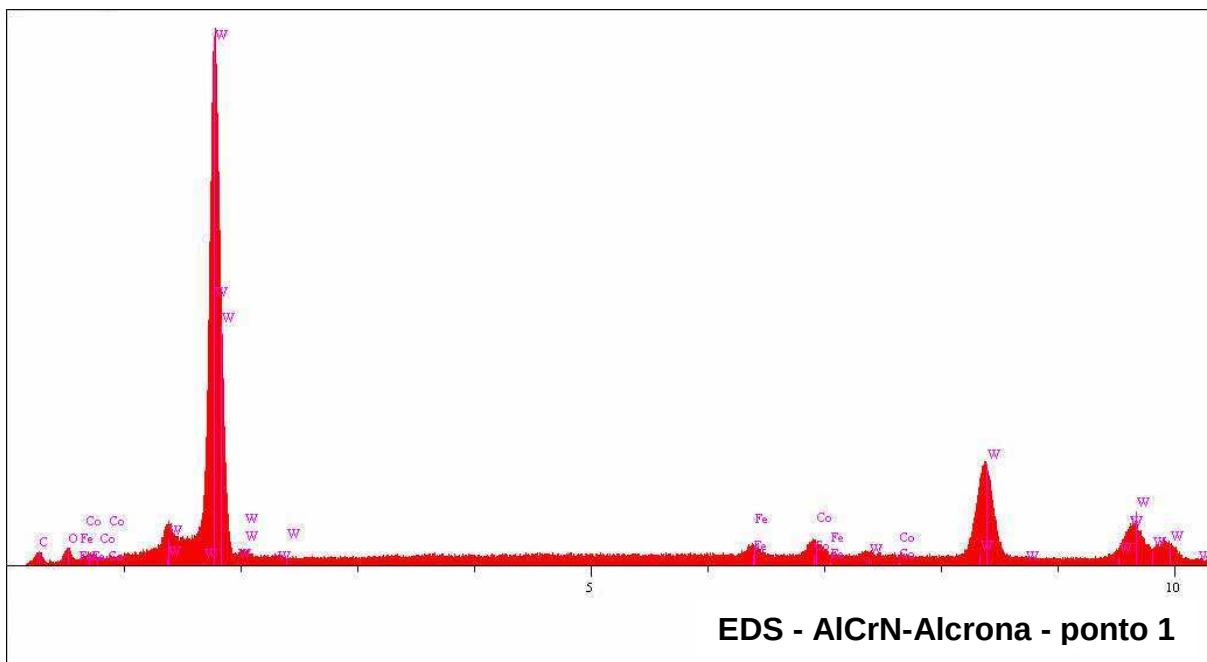


Figura 4.25 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 1.

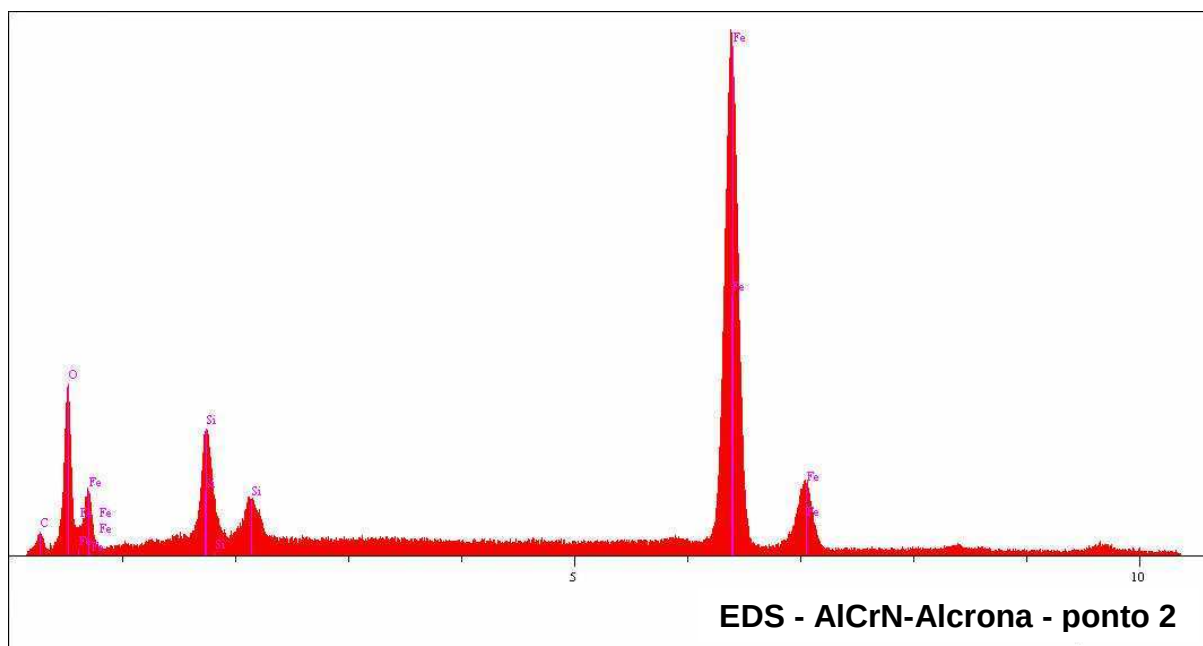


Figura 4.26 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 2.

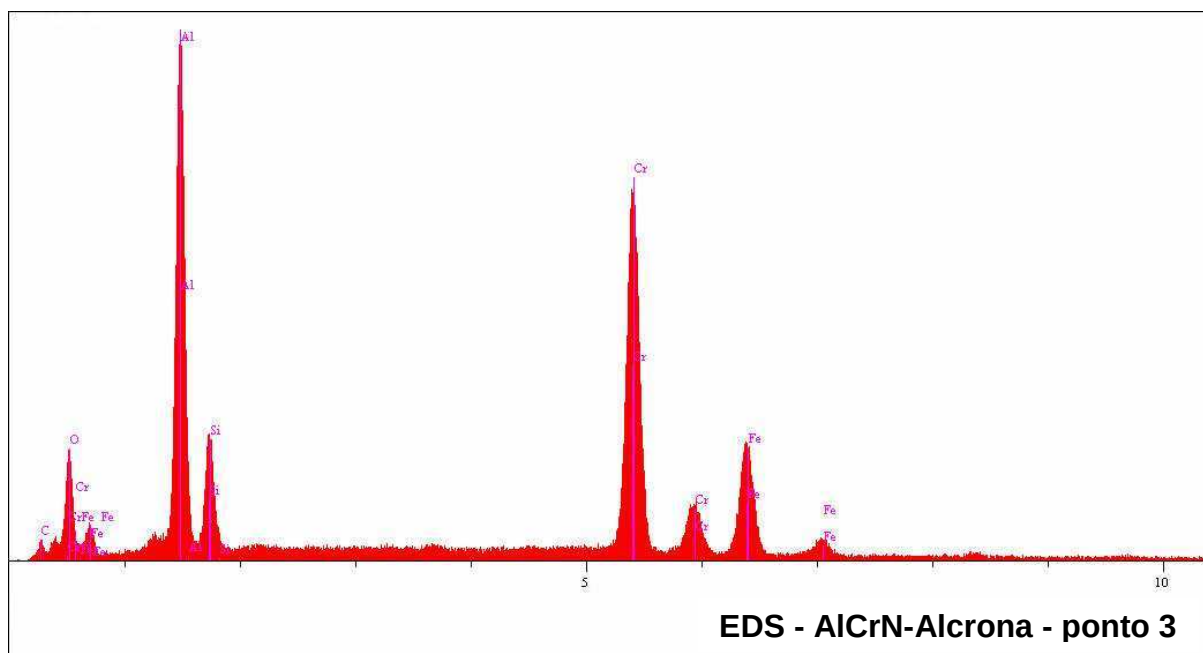


Figura 4.27 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 3.

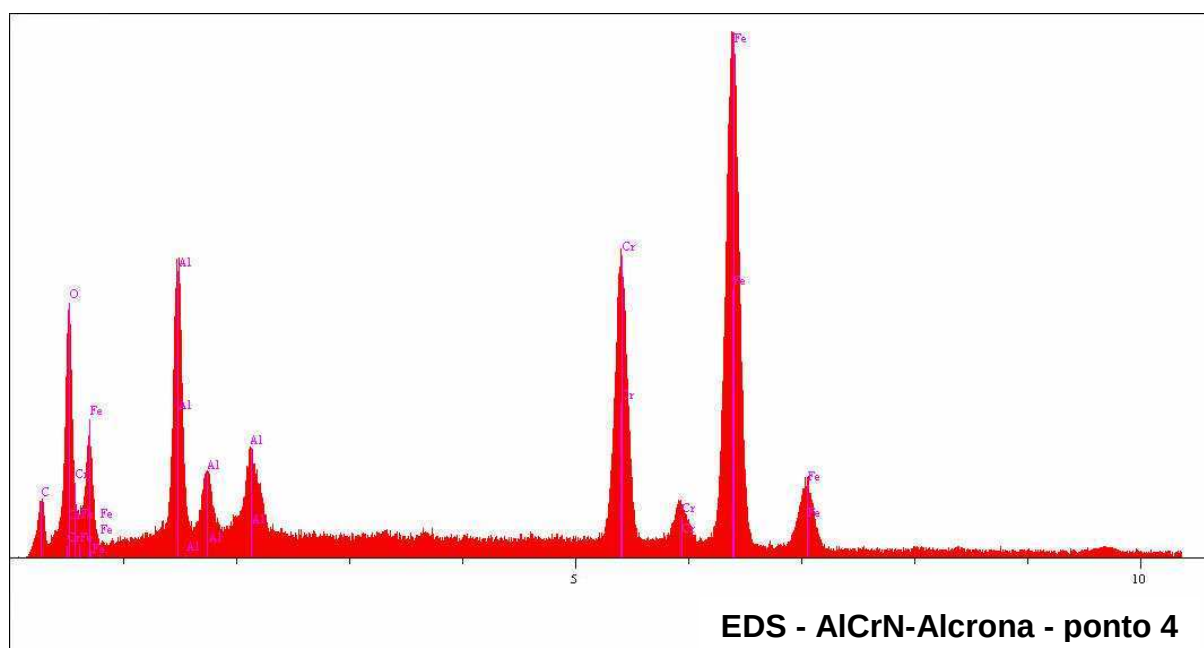


Figura 4.28 - Caracterização por EDS da Fig. 4.24 no ponto 4.

Uma outra forma de desgaste observado nas ferramentas ensaiadas foi o desgaste de cratera, formado na superfície de saída da ferramenta, como pode ser visto nas Figs. 4.23 e 4.29 para as ferramentas com textura jateada revestida de AlCrN-Hélica.

O aspecto do desgaste da Fig. 4.29 mostra ainda o destacamento contínuo do revestimento AlCrN-Hélica na superfície de saída, material aderido na superfície de folga e uma trinca perpendicular à aresta de corte que se propaga da superfície de folga até a superfície de saída da ferramenta.

O detalhe tomado na trinca da Fig. 4.29 e ampliado por meio da Fig. 4.30 mostra a região da cratera.

A depressão formada na superfície de saída da ferramenta, como mostra a Fig. 4.30, evidencia uma região com uma superfície bastante irregular, áspera e com possível material da peça usinada aderido na região da cratera formada. Evidências claras da atuação do mecanismo de desgaste por *attrition*.

A região da cratera observada na Fig. 4.30 não mostra com clareza características do mecanismo de desgaste por abrasão, contudo as condições impostas à ferramenta de corte são favoráveis a sua atuação.

Certamente, os mecanismos de desgaste que atuam nas ferramentas agem simultaneamente e, por isso, é uma tarefa difícil isolá-los para entender suas causas e seus efeitos.

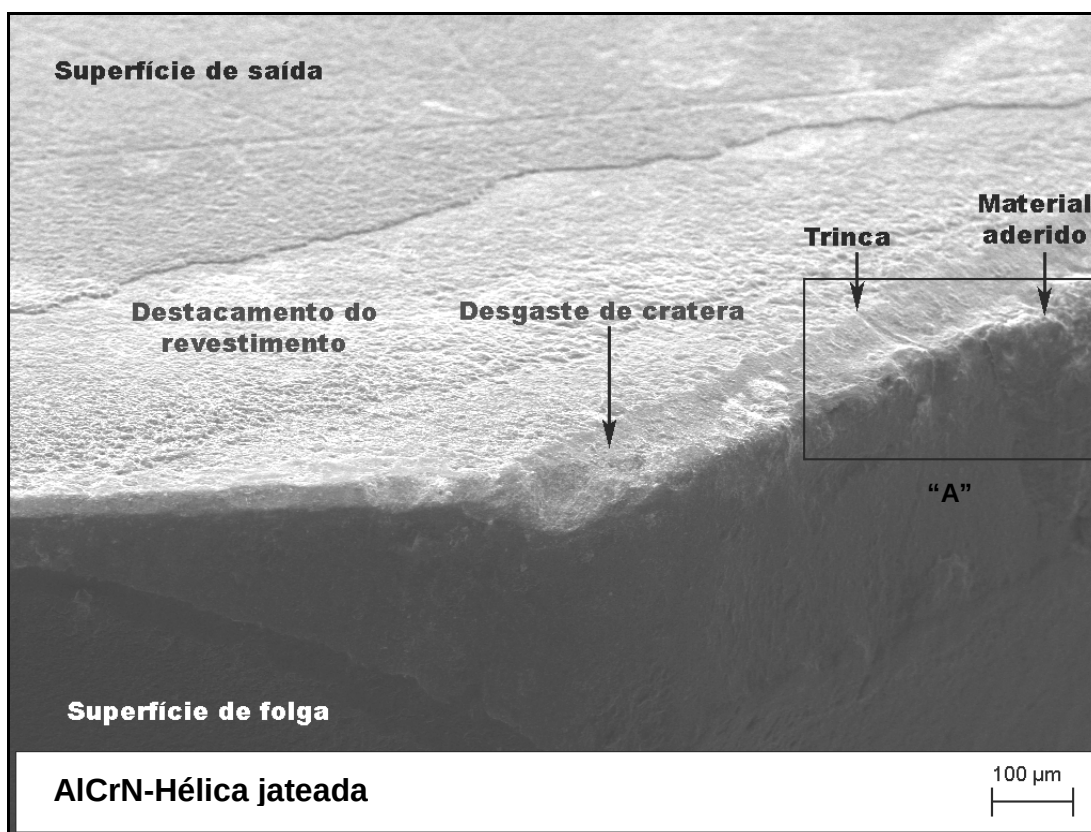


Figura 4.29 - Desgaste de cratera de uma ferramenta AlCrN-Hélica jateada.

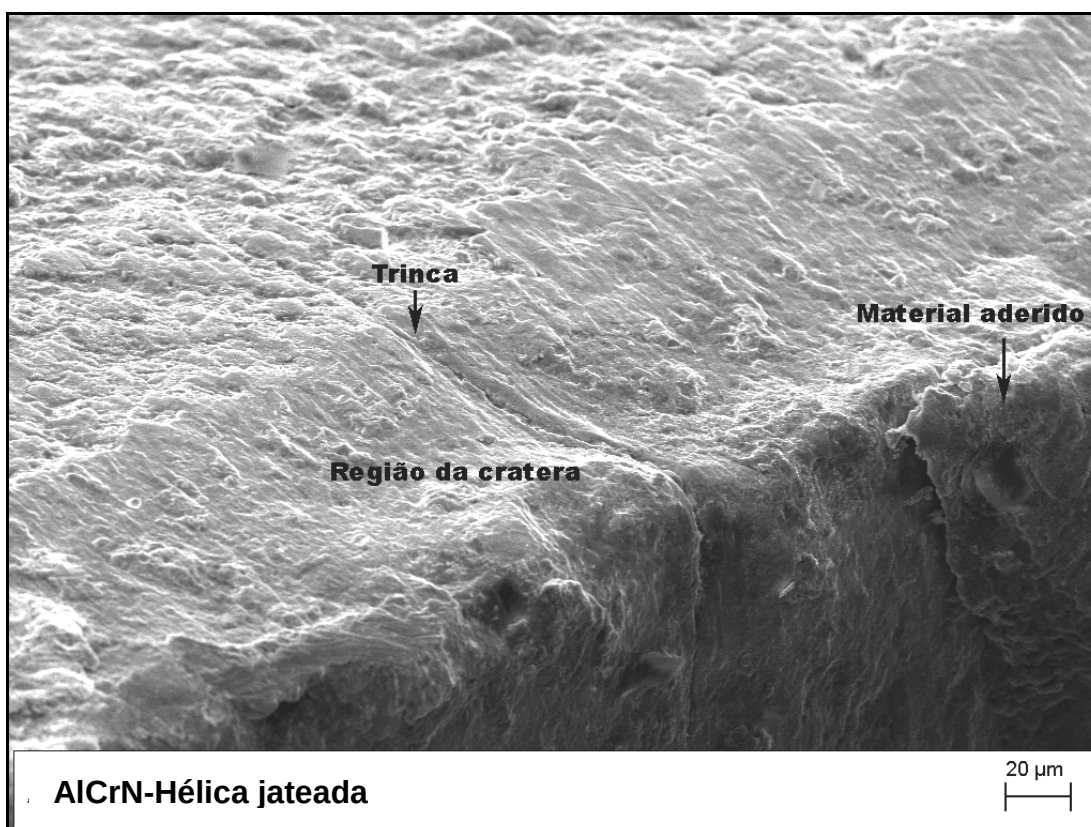


Figura 4.30 - Detalhe "A" da trinca da Fig. 4.29 para a ferramenta AlCrN-Hélica jateada.

Sumarizando as principais particularidades observadas neste subitem, pode-se concluir que a destruição das ferramentas utilizadas neste trabalho foi caracterizada por dois aspectos, quais sejam o desgaste e a avaria.

As formas de desgaste observadas nas ferramentas foram o de flanco e o de cratera. Já os mecanismos de desgaste atuantes foram, principalmente, à abrasão e a adesão, influenciados pelas condições de corte utilizadas, material da peça usinada e material da ferramenta. A abrasão e a adesão foram observadas tanto nos substratos modificados por jateamento, quanto no laser. Também não houve diferença nos mecanismos de desgaste para os revestimentos AlCr, AlCrN e TiAlN.

Em relação à avaria, foi observado nas ferramentas a presença de trincas perpendiculares à aresta de corte, que podem causar a quebra da ferramenta.

4.3. Topografia das Ferramentas Texturizadas por Jateamento e Laser

Para a análise topográfica dos substratos de metal duro modificados por jateamento e laser foram utilizados algumas imagens de MEV e perfilometria 3D. As Figuras 4.31 e 4.32 mostram, respectivamente, o aspecto das texturas geradas pelo jateamento e laser.

As Figuras 4.31(a e b) mostram a topografia da superfície de saída da ferramenta com textura jateada sem revestimento. Na Figura 4.31(b) observa-se uma topografia oriunda de uma ação mecânica, caracterizada por um aspecto “randômico” com uma pluralidade de depressões e saliências, provavelmente, causadas pelo impacto das partículas duras do jateamento sobre o substrato.

As Figuras 4.32(a e b) mostram a topografia do substrato de metal duro após três passadas do feixe de laser em ângulos de incidência com o substrato de 0°, 30° e 60°.

Pela Figura 4.32(a) é possível observar que o feixe de laser cria na superfície do substrato uma topografia semiordenada de picos e vales, atribuída às diferentes temperaturas de fusão e/ou evaporação dos elementos constituintes do substrato.

De acordo com Duley e Kinsman (1990) o feixe de laser forma sucessivas linhas de asperidades espaçadas, mas bem próximas umas das outras sobre a superfície do substrato. Para Singh (1996) o material do substrato é revolvido ou removido da superfície de maneira não uniforme, resultando na formação de uma microestrutura com morfologia periódica ou semiperiódica, provavelmente, devido a uma absorção preferencial do feixe de laser. A superfície produzida pela aplicação do laser compreende microestruturas na forma de cones, colunas, picos, sulcos e vales (Singh, 1996).

Os picos e vales observados na Fig. 4.32(a) são possivelmente formados pela refusão dos materiais que constituem a ferramenta, respectivamente WC e Co, devido ao efeito da