



SILVIA DO NASCIMENTO ROSA

**Avaliação da superfície modificada de brocas  
de metal duro revestidas pelo processo de  
deposição física de vapor**

56/2013

CAMPINAS  
2013



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

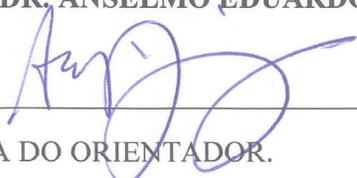
Silvia do Nascimento Rosa

**Avaliação da superfície modificada de brocas  
de metal duro revestidas pelo processo de  
deposição física de vapor**

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz.

Tese de Doutorado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, para a obtenção do título de Doutora em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

**ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO  
FINAL DA TESE DEFENDIDA PELA ALUNA  
SILVIA DO NASCIMENTO ROSA, E ORIENTADA  
PELO PROF. DR. ANSELMO EDUARDO DINIZ.**

  
\_\_\_\_\_  
ASSINATURA DO ORIENTADOR.

CAMPINAS  
2013

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

R71a Rosa, Silvia do Nascimento, 1980-  
Avaliação da superfície modificada de brocas de metal duro revestidas pelo processo de deposição física de vapor / Silvia do Nascimento Rosa. – Campinas, SP : [s.n.], 2013.

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

1. Usinagem. 2. Superfícies. 3. Adesão. 4. Tensão residual. 5. Rugosidade. I. Diniz, Anselmo Eduardo, 1959-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

**Título em outro idioma:** Evaluation of cemented carbide drills with modified surfaces coated by the physical vapor deposition process

**Palavras-chave em inglês:**

Machining

Surface

Adhesion

Stress residual

Roughness

**Área de concentração:** Materiais e Processos de Fabricação

**Titulação:** Doutora em Engenharia Mecânica

**Banca examinadora:**

Anselmo Eduardo Diniz [Orientador]

Álison Rocha Machado

Milton Sergio Fernandes de Lima

Olívio Novaski

Marcos Akira d'Ávila

**Data de defesa:** 10-07-2013

**Programa de Pós-Graduação:** Engenharia Mecânica

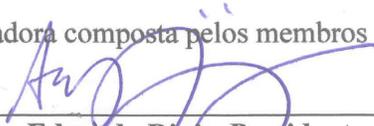
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO

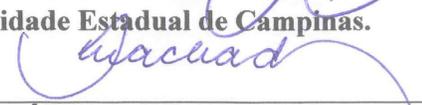
TESE DE DOUTORADO

**Avaliação da superfície modificada de brocas  
de metal duro revestidas pelo processo de  
deposição física de vapor**

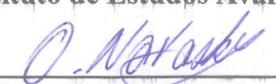
Autora: Silvia do Nascimento Rosa.  
Orientador: Anselmo Eduardo Diniz.

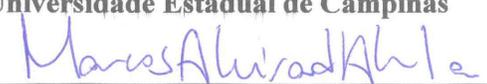
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

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

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Alisson Rocha Machado**  
Universidade Federal de Uberlândia.

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima**  
Instituto de Estudos Avançados - CTA - ITA

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Olívio Novaski**  
Universidade Estadual de Campinas

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Marcos Akira d'Ávila**  
Universidade Estadual de Campinas.

Campinas, 10 de julho de 2013.

Dedico este trabalho à minha mamãe Joana Darc, pelo imenso esforço e desejo para que eu alcançasse este título.

## Agradecimentos

Seria ingrata se não agradecesse em primeiro lugar a Deus, por me conceder saúde e conhecimento necessário para a realização deste trabalho, e aos demais colaboradores:

Aos meus pais, Eurípedes e Joana Darc, pela educação e pela confiança depositada em mim. Ao meu irmão Flávio, a minha cunhada Edilma e ao meu sobrinho Lander Wilker, pela assistência aos meus pais durante minha ausência.

Ao professor Álisson Rocha Machado, meu orientador de iniciação científica na UFU, grande ajudador na conquista do meu primeiro emprego e que me ofereceu chance para conseguir uma vaga na pós-graduação da Unicamp. Muito obrigada!

Ao meu orientador, professor Anselmo Eduardo Diniz, que confiou em mim para que esse trabalho fosse realizado.

Aos colegas da Unicamp pela ajuda e convívio, nos momentos difíceis durante os quatro anos da tese, mesmo não percebendo as dificuldades enfrentadas por mim: Carlos Ancelmo, Carlos Eiji, Daniel Suyama, Henrique, Luis Vanderlei, Marcelo Aguiar, Mário Magri, Rosemeire.

Aos técnicos do DEMA e DEF pela colaboração: Claudinete, Eduardo, Aristides, Claudomiro e Fábio. Também agradeço a Sra. Vera Pontes secretaria do DEF.

Ao pesquisador Davi Neves e ao professor Milton do IEAv, pelo tempo dedicado aos ensaios de tensão residual, à preparação das amostras e as explicações de diversos assuntos da tese.

À pesquisadora Gislene e ao professor Vladimir do INPE, pela permissão e orientação no uso do equipamento para medição de rugosidade.

Ao mestrando e professor Luciano Menezes do Senai – Campinas, pela ajuda no corte das brocas.

Ao professor Renato Jasinevicius e ao doutorando Cleiton da USP – São Carlos, pelo tempo despendido para as medições de rugosidade.

Aos pesquisadores do Inmetro Márcia Maru e Rafael Trommer, pela dedicação nos ensaios de riscamento, pelo auxílio na discussão dos resultados dos ensaios e pela boa recepção no Inmetro.

Ao Rafael Lopes, da Oerlikon Balzers Revestimentos, pela medição da espessura dos revestimentos e pelos esclarecimentos dos diversos questionamentos da deposição dos revestimentos.

À Metalúrgica Thyssenkrupp, juntamente com seus pesquisadores e engenheiros, que doaram os blocos de aço e as ferramentas de corte.

Aos professores da banca julgadora: Anselmo Eduardo, Álisson Machado, Milton Lima, Olívio Novaski e Marcos Akira pela disposição em avaliar esta tese, pelas contribuições deixadas durante a leitura do texto e pelo esforço para se apresentar ao local da defesa. Não poderia deixar de agradecer também aos professores que aceitaram o convite para fazer parte da banca como suplentes: Alessandro Roger Rodrigues, Eugênio José Zoqui e Oswaldo Luis Agostinho.

Ao CNPq pela concessão da bolsa, sem a qual não seria possível realizar este trabalho.

Enfim, deixo meus agradecimentos a todos que contribuíram para a conclusão deste trabalho.

*A nossa fé é mais preciosa  
do que o ouro  
reluzente...*

## Resumo

Nas ferramentas de corte de metal duro não somente o estado de tensão residual do revestimento e do substrato é de importância, mas a topografia da superfície do substrato também influencia significativamente no desempenho da ferramenta durante o processo de usinagem. Uma ferramenta com boas propriedades de substrato e revestimento, mas com uma topografia favorável à aceleração de desgaste pode ter seu desempenho severamente prejudicado. Neste trabalho, brocas de metal duro revestidas pelo processo PVD foram produzidas com diferentes texturas de substrato e a adesão entre o revestimento e o substrato foi analisada. As análises foram baseadas nos ensaios de indentação Rockwell C, de riscamento, de tensão residual na interface, na medição de rugosidade, nos esforços de corte e nos desgastes das ferramentas durante o processo de usinagem. Os revestimentos estudados foram os comerciais Balinit® Futura (TiAlN) e Balinit® Helica (TiAlCrSiN). Os experimentos de vida da ferramenta foram realizados utilizando teste de furação com fluido de corte no aço forjado AISI 1548 que é frequentemente utilizado na produção de virabrequim. Os resultados mostraram que os substratos com superfícies mais rugosas apresentaram boas propriedades de adesão, mas alcançaram as menores vidas durante o processo de usinagem. Apesar do revestimento Futura possuir boa resistência ao riscamento quando comparado ao revestimento Helica, as brocas revestidas por Futura não obtiveram desempenho melhor que as revestidas por Helica. Um dos motivos seria a formação de óxidos mais protetores e aderentes que podem ser formados na superfície desgastada das ferramentas revestidas por Helica, devido à composição química da ferramenta. Este fato influenciou na variação dos esforços de corte que foi maior no revestimento Futura. O principal mecanismo de desgaste em todas as brocas foi o “attrition”. A principal conclusão do trabalho foi que o substrato com menor rugosidade superficial, maior tensão compressiva e revestido com Helica é o que ofereceu maior desempenho nas condições estudadas nesta tese.

*Palavras Chave:* Usinagem, Superfícies, Adesão, Tensão Residual, Rugosidade.

## Abstract

*In the carbide cutting tools not only the residual stress state of the coating and substrate is important, but the substrate surface topography also significantly influences in the tool performance during machining. A tool with good coating and substrate properties but with unsuitable topography may accelerate wear and, consequently have its performance impaired. In this work cemented carbide drills coated using PVD process were produced with different substrate textures and the adhesion between the coating and the substrate was examined. The analyzes were based on the Rockwell C indentation test, the scratch test, residual stress at the interface, surface roughness, cutting forces and tool wear during the machining process. The commercial Balinit Futura (TiAlN) and Balinit Helica (TiAlCrSiN) were the studied coatings. The tool life experiments were carried out using drilling tests with a cutting fluid in the forged AISI 1548 steel which is often utilized in crankshaft manufacturing. The results showed that the surfaces with highest roughness exhibited good adhesion properties, but presented the lowest tool life in the machining process. Although Futura coating possess good scratching strength compared to Helica coating the Futura coated drills did not present better performance in terms of tool life than the Helica coated drills. One reason could be the formation of protective and more adherent oxides that can be formed on the worn Helica coated surfaces, due to the tool chemical composition. This fact influenced in the variation of cutting forces which was higher in Futura coating. The main wear mechanism was attrition in all the drills. The main conclusion of this work was that the substrate with the lowest roughness, the highest compressive residual stress and Helica coated was the one that reached the best performance in conditions tested in this thesis.*

*Key Words: Machining, Surface, Adhesion, Stress Residual, Roughness.*

## Lista de Ilustrações

1.1	Áreas de aplicação geral de metal duro: (A) consumo e (B) volume de negócios mundial (Schubert, Lassner e Böhlke, 2010).....	2
2.1	Diagrama de fase W-C (Adaptado Gusev e Kurlov, 2006).....	7
2.2	Resistência ao desgaste do metal duro em função do teor de cobalto e do tamanho do grão (Sandvik, 2008 - modificado).....	9
2.3	Dureza do metal duro em função do teor de cobalto e do tamanho do grão (Sandvik, 2008 - modificado).....	10
2.4	Ilustração do sistema tribológico de um revestimento e os fatores mais importantes a ser considerados, para total utilização do seu potencial tribológico (Hogmark, 2012).....	11
2.5	Micro-dureza de alguns filmes e do metal duro (Abele e Dörr, 2002, apud Teles, 2007; Balzers, 2011).....	12
2.6	Evolução dos materiais de revestimentos para ferramentas de corte (Bouzakis et al., 2012).....	19
2.7	Desgaste na extremidade da aresta de broca de 6,8 mm de diâmetro de C0-HSS (M5) em função do número de furos. (Harris et al, 2003).....	21
2.8	Resultados do fresamento com fresa de metal duro durante a usinagem do aço inoxidável austenítico AISI 316 (Endiro, Fox-Rabinovich e Gey 2006).....	21
2.9	Dados da vida útil da ferramenta no processo de torneamento do Inconel (DA) 718 (a) e da superliga de níquel ME 16 (b) (Fox-Rabinovich et al., 2010).....	22
2.10	Padrões de comparação de adesão de revestimentos através do ensaio de indentação Rockwell C (Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003).....	26
2.11	Cálculo do espaçamento médio dos picos locais adjacentes (Gadelmawla et al., 2002, modificado).....	33
2.12	Cálculo do espaçamento médio na linha média, $S_m$ (Gadelmawla et al., 2002, modificado).....	33

2.13	Definição de obliquidade (Rsk) e curva de distribuição de amplitude (modificado Gadelmawla et al., 2002).....	34
2.14	Definição do parâmetro curtose (Rku) (modificado Gadelmawla et al., 2002).....	35
2.15	Parâmetros da curva de Abbott: (A) identificação de Mr1 e Mr2; (B) parâmetros Rk, Rvk e Rpk (Whitehouse, 2002).....	37
2.16	Formas da curva de Abbott de acordo com os valores do coeficiente de simetria e curtose (Griffiths, 2001).....	38
2.17	Técnicas utilizadas na medição de tensão residual (Rossini et al., 2012).....	41
2.18	Representação da Lei de Bragg.....	42
2.19	Exemplos de curvas $\epsilon_{\phi}\psi = f(\text{sen}2\psi)$ para um material: (a) isotrópico (estado triaxial de tensões); (b) texturizado; (c) de grão grosso; (d) com fortes gradientes de tensão ou composição química (Lu, 1996).....	44
2.20	Distribuição das tensões de superfície em ferramentas revestidas pelos processos CVD e PVD (Klocke e Krieg, 1999).....	45
2.21	Geração de tensão residual durante a cadeia de produção (Denkena, Breidenstein e Gerdes, 2008).....	46
2.22	Tipos de interfaces entre filme e o substrato: (a) interface abrupta, (b) interface com travamento mecânico, (c) interface de difusão, (d) interface composta, (e) interface pseudo-difusão (Vieira, 2000 apud Furtado, 2007).....	49
2.23	Efeitos do microjateamento e do polimento na estrutura superficial do metal duro e na adesão do revestimento (Bouzakis et al., 2005a).....	51
2.24	Testes de adesão e fresamento em ferramentas de metal duro revestidas por diamante depois do pré-tratamento de ataque químico (modificado Haubner e Kalss, 2012).....	54
3.1	Etapas desenvolvidas para realização da tese.....	59
3.2	Dimensões da broca de metal duro.....	61
3.3	Montagem do experimento.....	63

3.4 Região da broca utilizada para as análises de tensão residual e teste de riscamento.....	65
3.5 Montagem das amostras para ensaio de riscamento.....	68
4.1 Superfícies das ferramentas obtidas no MEV: (A) convencional, (B) modificada 1 e (C) modificada 2 sem polimento.....	70
4.2 Superfícies modificadas aumento de 3600 vezes: (A) modificada 1 e (B) modificada 2.....	71
4.3 Espectro da análise química realizada em dois pontos da superfície convencional sem revestimento.....	71
4.4 Espectros da análise química das superfícies utilizando a técnica de EDS na interseção das superfícies convencional e modificada 1.....	72
4.5 Espectros da análise química das superfícies utilizando a técnica de EDS na interseção das superfícies convencional e modificada 2.....	72
4.6 Imagem pela técnica de elétrons secundários (A) e espectro da análise química (B) dos revestimentos utilizados na superfície convencional revestida por Helica.....	73
4.7 Imagem pela técnica de elétrons secundários (A) e espectro da análise química (B) dos revestimentos utilizados na superfície convencional revestida por Futura.....	74
4.8 Imagem pela técnica de elétrons retroespalhados da superfície convencional revestida por Futura (A) e Helica (B) depois do polimento.....	75
4.9 Imagens em 2D das superfícies sem revestimento obtidas pelo software Vision: (A) convencional, (B) modificada 1, (C) modificada 2.....	76
4.10 Imagens em 3D das superfícies sem revestimento obtidas pelo software Vision: (A) convencional, (B) modificada 1, (C) modificada 2.....	76
4.11 Rugosidade média (Ra) das superfícies com e sem revestimentos (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.....	77
4.12 Rugosidade média quadrática (Rq) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.....	78

4.13	Rugosidade média ( $R_t$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.....	78
4.14	Coeficiente de simetria ( $S_{sk}$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.....	80
4.15	Coeficiente de simetria ( $S_{ku}$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.....	80
4.16	Curva de razão de material para as três superfícies: (A) sem revestimento, (B) futura e (C) Helica.....	81
4.17	Profundidade da rugosidade central ( $R_K$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e das superfícies revestidas e polidas (B) para as três texturas.....	82
4.18	Altura reduzida dos vales ( $R_{pK}$ ) das superfícies com e sem revestimento e das superfícies revestidas e polidas (B) para as três texturas.....	83
4.19	Profundidade reduzida dos vales ( $R_{vK}$ ) das superfícies com e sem revestimento e das superfícies revestidas e polidas (B) para as três texturas.....	84
4.20	Espessuras dos revestimentos Futura e Helica sem revestimento e polidos para as três texturas.....	86
4.21	Indentações realizadas nos revestimentos Futura e Helica sem revestimento no substrato convencional.....	87
4.22	Indentações realizadas nos revestimentos Futura e Helica sem revestimento no substrato modificado 1.....	88
4.23	Indentações realizadas nos revestimentos Futura e Helica sem revestimento no substrato modificado 2.....	89
4.24	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Futura e sem polimento.....	91
4.25	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Futura e sem polimento.....	91
4.26	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Futura e sem polimento.....	92
4.27	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Helica e sem polimento.....	93

4.28	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Helica e sem polimento.....	93
4.29	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Helica e sem polimento.....	94
4.30	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Futura e com polimento.....	95
4.31	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Futura e com polimento.....	96
4.32	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Futura e com polimento.....	97
4.33	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Helica e com polimento.....	98
4.34	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Helica e com polimento.....	98
4.35	Forças atuantes durante o ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Helica e com polimento.....	99
4.36	Carga crítica média dos três riscos produzidos nas amostras.....	101
4.37	Tensão residual na interface dos revestimentos Futura e Helica sem polimento nos três tipos de substratos.....	103
4.38	Tensão residual na interface dos revestimentos Futura e Helica polidos nos três tipos de substratos.....	104
4.39	Vida da broca revestida por Futura nas três superfícies com velocidade de corte de 114 m/min.....	106
4.40	Vida da broca revestida por Helica nas três superfícies com velocidade de corte de 114 m/min.....	106
4.41	Vida das brocas revestidas por Futura nas três superfícies polidas com velocidade de corte de 137 m/min.....	107
4.42	Vida das brocas revestidas por Helica nas três superfícies polidas com velocidade de corte de 137 m/min.....	108
4.43	Esquema de superposição na área de corte (Taglia e Tani modificado 1982).....	109

4.44	Força de avanço nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies com $v_c = 114$ m/min.....	110
4.45	Força de avanço nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies com $v_c = 114$ m/min.....	111
4.46	Momento tursor nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies ( $v_c = 114$ m/min).....	112
4.47	Momento tursor nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies ( $v_c = 114$ m/min).....	113
4.48	Força de avanço nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies polidas com $v_c = 137$ m/min.....	114
4.49	Força de avanço nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies polidas com $v_c = 137$ m/min.....	115
4.50	Momento tursor nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies polidas com $v_c = 137$ m/min.....	116
4.51	Momento tursor nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies polidas com $v_c = 137$ m/min.....	116
4.52	Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Futura, na velocidade de corte 114 m/min.....	117
4.53	Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Futura, na velocidade de corte 114 m/min.....	118
4.54	Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Futura, na velocidade de corte 114 m/min.....	119
4.55	Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Helica, na velocidade de corte 114 m/min.....	119
4.56	Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Helica, na velocidade de corte 114 m/min.....	120
4.57	Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Helica, na velocidade de corte 114 m/min.....	120
4.58	Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Futura, na velocidade de corte 137 m/min.....	122

4.59	Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Futura, na velocidade de corte 137 m/min.....	123
4.60	Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Futura, na velocidade de corte 137 m/min.....	123
4.61	Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Helica, na velocidade de corte 137 m/min.....	124
4.62	Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Helica, na velocidade de corte 137 m/min.....	125
4.63	Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Helica, na velocidade de corte 137 m/min.....	126

## Lista de Tabelas

3.1	Planejamento fatorial para o ensaio de vida.....	60
3.2	Composição do aço SAE 1548.....	60
3.3	Propriedades dos revestimentos Balinit ®(Balzers, 2012).....	61
3.4	Parâmetros utilizados no dinamômetro.....	62
4.1	Comparação entre carga crítica ( $L_c$ ), distância da $L_c$ ( $x$ ) e do coeficiente de atrito máximo (COF) para o revestimento Futura .....	95
4.2	Comparação entre carga crítica ( $L_c$ ), distância da $L_c$ ( $x$ ) e do coeficiente de atrito máximo (COF) para o revestimento Helica .....	99

## Lista de Abreviaturas, Siglas e Símbolos

### *Letras Gregas*

$\alpha$ - ângulo entre as forças no processo de usinagem	[°]
$\alpha_s$ - coeficiente de expansão térmica do substrato	[°C <sup>-1</sup> ]
$\varepsilon$ - deformação do cristal	
$\phi_I$ - fluxo de íons	
$\lambda$ - comprimento de onda	[ $\mu\text{m}$ ]
$\nu$ - coeficiente de Poisson	
$\theta$ - ângulo de Bragg	[°]
$\sigma_\phi$ - tensão residual	[MPa]
$\sigma_{\text{ext}}$ - tensão extrínseca	[MPa]
$\psi$ - ângulo da bissetriz dos feixes incidentes e difratados	[°]

### *Letras Latinas*

$d_{hkl}$ - distância interplanar	[ $\mu\text{m}$ ]
$d$ - diâmetro	[mm]
$E$ - módulo de elasticidade	[MPa]
$k$ - constante de tensão	[°C]
$T$ - temperatura	

### *Abreviações, Fórmulas químicas e Siglas*

- AlCrN - nitreto de cromo alumínio  
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - trióxido de dialumínio (alumina)  
ASTM - *American Society for Testing and Materials*  
IEAv - Instituto de Estudos Avançados

$E_p$ - energia da partícula	
$E_T$ - transferência de energia por átomo depositado	
$F_c$ - força de corte	[N]
ISO - <i>International Organization for Standardization</i>	
$L_c$ - carga crítica	[N]
$M_t$ - momento torsor na broca	[N.m]
MEV - Microscopia eletrônica de varredura	
PVD - <i>Physical Vapor Deposition</i>	
$R_A$ - taxa de deposição	
$R_k$ - profundidade da rugosidade central	[ $\mu\text{m}$ ]
$R_{pk}$ - altura reduzida dos picos	[ $\mu\text{m}$ ]
$R_{vk}$ - profundidade reduzida dos vales	[ $\mu\text{m}$ ]
SAE - <i>Society of Automotive Engineers</i>	
$S_{ku}$ - curtose (afinamento ou achatamento da curva de probabilidade das amplitudes)	
<i>Spallation</i> - desgaste relacionada ao rolamento da superfície, provocado por fadiga de contato	
$S_{sk}$ - skewness (simetria dos perfis sobre a linha média)	
TiAlN - nitreto de titânio alumínio	
TiN - nitreto de titânio	
TiO - óxido de titânio	
$VB_B$ - desgaste de flanco médio	
$v_c$ - velocidade de corte	
WC – carbeto de tungstênio	

## SUMÁRIO

<b>RESUMO</b>	<b>xv</b>
<b>ABSTRACT</b>	<b>xvii</b>
<b>LISTA DE ILUSTRAÇÕES</b>	<b>xix</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b>	<b>xxxiii</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS</b>	<b>xxxv</b>
<i>LETRAS GREGAS</i>	<b>xxxv</b>
<i>LETRAS LATINAS</i>	<b>xxxv</b>
<i>ABREVIACÕES, FÓRMULAS QUÍMICAS E SIGLAS</i>	<b>xxxv</b>
<b>SUMÁRIO</b>	<b>xxxix</b>
<b>1 INTRODUÇÃO</b>	<b>1</b>
<b>1.1 Objetivo da tese</b>	<b>4</b>
<b>1.2 Estrutura do trabalho</b>	<b>5</b>
<b>2 REVISÃO DA LITERATURA</b>	<b>6</b>
<b>2.1 Metal duro</b>	<b>6</b>
<b>2.2 Revestimento</b>	<b>11</b>
2.2.1 Processo CVD	13
2.2.2 Processo PVD	14
2.2.3 Camadas de revestimentos	18
<b>2.3 Adesão do revestimento</b>	<b>23</b>
2.3.1 Teste de indentação	25
2.3.2 Teste de riscamento	25
2.3.3 Teste de impacto	27
<b>2.4 Teste de usinagem</b>	<b>28</b>
<b>2.5 Rugosidade</b>	<b>30</b>

2.5.1 Parâmetros de amplitude	31
2.5.2 Parâmetros de espaçamento	32
2.5.3 Parâmetros híbridos	34
2.5.4 Curva de Abbott	36
<b>2.6 Tensão Residual</b>	<b>38</b>
<b>2.7 Modificação da textura</b>	<b>47</b>
2.7.1 Processo de jateamento	49
2.7.2 Efeitos químicos	52
2.7.3 Efeitos térmicos	54
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS</b>	<b>59</b>
3.1 Material da peça e ferramenta de corte	60
3.2 Procedimento de usinagem	62
3.3 Equipamentos para caracterização	64
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>69</b>
<b>4.1 Caracterização das ferramentas de corte antes do processo de usinagem</b>	<b>69</b>
4.1.1 Análises de microscopia eletrônica de varredura	70
4.1.2 Rugosidade	75
4.1.3 Adesão	85
4.1.4 Tensão residual	101
<b>4.2 Caracterização das ferramentas de corte após o processo de usinagem</b>	<b>105</b>
4.2.1 Desgaste das ferramentas	105
4.2.2 Esforços de corte	108
4.2.3 Análise dos desgastes e seus mecanismos	116
4.2.4 Análise da interação dos ensaios	127
<b>5 CONCLUSÕES</b>	<b>136</b>
<b>5.1 Autocrítica</b>	<b>137</b>
<b>5.2 Trabalhos Futuros</b>	<b>138</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>140</b>

# 1 INTRODUÇÃO

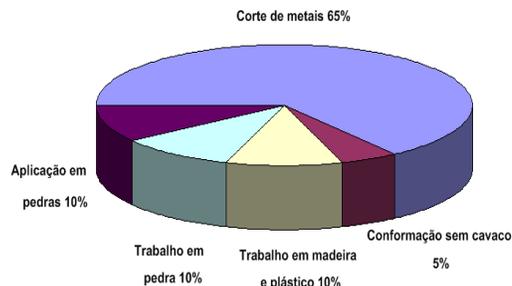
Henri Moissan (1852-1907), um químico francês, foi conhecido pela invenção do forno elétrico e de seus esforços sem sucesso para preparar o diamante artificial. O seu terceiro esforço, o que mais tarde seria de muito sucesso, foi a descoberta dos dois carbetos de tungstênio, chamado de  $W_2C$  por H. Moissan (1896) e WC por P. Williams (1898), no seu laboratório da Escola de Farmácia na Universidade de Paris. Num primeiro momento estas descobertas não pareciam esplendorosas, mas no início do século 20, quando os produtores de lâmpadas buscavam um material para substituir as caras matrizes de diamante usadas na trefilação dos finos filamentos de tungstênio, os carbetos seriam uma alternativa. Foi assim que, no início da Primeira Guerra Mundial, Karl Schroeter químico alemão, começou a fundir e sinterizar os carbetos de tungstênio. Porém, teve que abandonar o trabalho por não conseguir êxito em nenhum dos processos, pois o material apresentava muitos defeitos e fraturava facilmente. Mais tarde, entre 1918 e 1923, Schroeter utilizou técnicas da metalurgia do pó em experimentos sistemáticos para unir pó de carbeto de tungstênio com ferro, níquel ou cobalto, e assim em 1923 ele descobriu o metal duro (Schroeter, 1923; Schroeter, 1934; Gurland e Knox, 1996 apud Yao, Stiglich e Sudarshan, 19xx; Santhanam, Tierney e Hunt, 1990).

Hoje com noventa anos de existência, o metal duro ainda é de grande valia para os setores que o utilizam. Isso pode ser percebido avaliando os dados de 2008, em que aproximadamente 50.000 toneladas de tungstênio foram consumidas mundialmente em metal duro, que corresponde a 60% do consumo mundial de tungstênio, inclusive de materiais reciclados. Em termos de toneladas, os trabalhos com pedra e usinagem de madeira e plástico foram os campos de maior aplicação, mas em termos de volume de negócio o grupo corte de metal foi o mais amplo devido ao alto grau de inovação, como pode ser visto na **Figura 1.1**. Dentre essas inovações, adições de carbetos duros ou carbonitreto (TiC, TaC, VC, NbC, Ti(C,N), etc.), ou materiais ligantes alternativos (Ni, NiCr, NiCrCo, FeNiCo, etc.), tem ampliado a faixa de aplicação dos metais duros (Schubert, Lassner e Böhlke, 2010).

**A - Porções estimadas do consumo mundial**



**B - Porções estimada do volume de negócios mundial**



**Figura 1.1** – Áreas de aplicação geral de metal duro: (A) consumo e (B) volume de negócios mundial (Schubert, Lassner e Böhlke, 2010).

Além das inovações citadas, que podem ser relacionadas às ferramentas de corte de metal duro, pode-se citar também o revestimento do substrato com filmes finos e alguns tratamentos em que o metal duro pode ser submetido, para aumentar a vida da ferramenta. Porém, nem sempre essas inovações dão garantia de bons resultados, porque para isso é necessário se aliar, de um lado, propriedades de dureza, resistência em altas temperaturas e resistência ao desgaste e, de outro lado, tenacidade e resistência à flexão, que são características de uma ferramenta de corte ideal. Mas tentar conjugar várias dessas propriedades numa ferramenta de corte, ainda é o objetivo de vários pesquisadores na área de tribologia e usinagem (Arroyo, 2009; Ladário, 2009; Viana, 2009; Neves, 2010).

O aumento da vida útil da ferramenta, no entanto, não se resume apenas em revestir o substrato da ferramenta. O revestimento contribui e muito para um bom desempenho da ferramenta, mas se este revestimento não estiver bem aderido ao substrato, o investimento com a operação não trará tantos benefícios, pois geralmente a adesão é um requerimento fundamental para a maioria das deposições dos sistemas filme/substrato (Mattox, 1998). Como o metal duro e as técnicas de revestimento (bem como as diversas opções de revestimentos), têm propriedades conhecidas e tecnologias desenvolvidas, o foco de estudo nesta área tem sido a busca de uma maior ancoragem do revestimento ao substrato. Uma alternativa para alcançar tal objetivo tem sido proposta por diversos pesquisadores. Ela consiste em buscar métodos que possam mudar a textura do substrato, sem prejudicar suas propriedades durante o período de trabalho (Sommer, Haubner e Lux, 2000; Bouzakis et al, 2009; Viana, 2009; Neves, 2010; Haubner e Kalss, 2012).

A adesão do substrato com o revestimento é função do par de materiais e das condições de interface, tais como estrutura cristalina, orientação cristalográfica, solubilidade de um material em outro, limpeza da superfície, carga normal, temperatura, duração de contato, etc. Se duas superfícies são colocadas juntas, por causa da rugosidade da superfície, a área de contato é geralmente muito menor do que a área geométrica. Os materiais com maior rugosidade, módulo de elasticidade e/ou dureza e falta de ductilidade exibem inferior área real de contato, o que leva a uma menor adesão (Bhushan, 2003).

Quando duas superfícies entram em contato, a ação adesiva e tribológica ocorrem nos picos das asperezas em contato íntimo. Investigadores utilizaram amplamente o modelo de (GW) Greenwood e Williamson (1966) para analisar estes contatos. Este modelo foi originalmente desenvolvido para superfícies de engenharia com valor de rugosidade inicial relativamente grande (de alguns micrometros) e foi utilizado extensivamente apesar das suas deficiências, por exemplo, dependência de escala de alguns de seus parâmetros (Whitehouse e Archard 1970; Thomas e Sayles, 1978). Em todos estes estudos as alturas das asperezas são assumidas como uma função Gaussiana simétrica da distribuição de probabilidade. No entanto, a maioria dos processos de usinagem produz superfícies com distribuição Gaussiana não simétrica (Thomas, 1982). Torneamento e usinagem por descargas elétricas produzem uma superfície pontiaguda com assimetria positiva. Retificação, fresamento, polimento e processos de abrasão produzem superfícies estriadas com assimetria negativa e valores de curtose elevados. A texturização a laser também produz superfícies Gaussianas não simétricas. A assimetria da topografia da superfície pode ser caracterizada por um parâmetro adimensional chamado de *skewness*. Um segundo parâmetro não-dimensional da distribuição que é usado para designar a sua planeza é a curtose. Distribuições que são mais planas ou pontiagudas do que a Gaussiana são referidas como *platykurtic* e *leptokurtic*, respectivamente. Para obter uma distribuição Gaussiana simétrica, o *skewness* é igual a zero e a curtose é igual a três (Sahoo e Ali, 2008).

Com o passar do tempo outros modelos foram estudados e sugeridos para estudar a influência da superfície rugosa na adesão (Chang et al., 1987; Roy Chowdhury e Ghosh, 1994; Kucharski et al., 1994; Kogut e Etsion, 2002; apud Sahoo e Ali, 2008). Atualmente, tem-se utilizado o método dos elementos finitos (FEM – Finite Element Metho) e *softwares* que calculam diversos parâmetros de rugosidade para estudar superfícies e adesão (Gadelmawla et al., 2002; Jasinecivius, Duduch e Pizani, 2007; Reizer, 2011).

Em função dessas informações, rugosidade e adesão, vários pesquisadores têm estudado a influência de superfícies modificadas de ferramentas de metal duro na vida destas ferramentas utilizadas na usinagem de diversos materiais (Bouzakis et al., 2009; Arroyo, 2009; Ladário, 2009; Viana, 2009; Neves, 2010). Utilizando dos diversos métodos para modificar as superfícies das ferramentas, alguns desses autores têm alcançado resultados positivos, porém outros não conseguiram obter a superfície que proporcionaria maior vida da ferramenta. A partir desses resultados, este trabalho visa analisar as superfícies modificadas de metal duro, de maneira diferente daqueles autores, a fim de descobrir quais características destas superfícies (rugosidade, adesão, tensão residual, revestimentos) têm maior influência na vida da ferramenta de corte.

## **1.1 – Objetivo da tese**

O estudo proposto nesta tese refere-se à avaliação da vida útil de brocas de metal duro com texturas de substrato convencional e modificada, revestidas pelo processo de deposição física de vapor (PVD – *Physical Vapor Deposition*), em ensaios de furação.

Para alcançar o objetivo da tese, a empresa Thyssenkrupp Metalúrgica de Campo Limpo Paulista concedeu ao Laboratório de Usinagem da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, as ferramentas e o material para a realização dos ensaios. Para o estudo, pesquisadores da Thyssenkrupp desenvolveram duas texturas de ferramentas e aplicaram-as em brocas inteiriças de metal duro do fabricante Guhring. Depois da aplicação da textura, as brocas foram revestidas pela empresa Oerlikon Balzers, utilizando dois revestimentos o TiAlN-Futura<sup>®</sup> e o AlCrN-Helica<sup>®</sup>. A fim de fazer um estudo comparativo das vidas das ferramentas, brocas de metal duro com substratos preparados convencionalmente (retificados + jateados), também foram utilizadas no estudo. Por se tratar de um projeto de inovação da empresa Thyssenkrupp Metalúrgica, o método utilizado para modificar o substrato não será descrito no decorrer da tese.

Assim, para atingir o objetivo da tese, foram definidas as seguintes etapas:

- ❖ avaliar e comparar por meio de ensaios de vida no processo de furação do aço SAE 1548 o desempenho de brocas de metal duro preparadas convencionalmente e com textura modificada (em duas versões);

- ❖ analisar a topografia das três texturas (convencional e duas modificadas) das ferramentas através de perfilometria 3D;
- ❖ investigar a influência das texturas na adesão dos revestimentos e;
- ❖ analisar a tensão residual nas superfícies antes e após o processo de revestimento.

## **1.2 – Estrutura do trabalho**

O trabalho está organizado em cinco capítulos com a intenção de mostrar as principais informações do estudo ao leitor. Após a introdução, o segundo capítulo trata do referencial teórico abordando aspectos do metal duro, das técnicas e tipos de revestimentos, de adesão, rugosidade, tensão residual e modificação da textura de substrato.

O terceiro capítulo se refere aos métodos experimentais e aos materiais utilizados, trazendo informações do material usinado, substrato do metal duro, revestimentos, equipamentos utilizados para a caracterização das ferramentas e ensaios de usinagem.

O quarto capítulo apresenta os resultados das caracterizações das texturas, dos parâmetros de rugosidade, da adesão do revestimento, da tensão residual, do tempo de vida das ferramentas, dos esforços de corte, bem como os mecanismos de desgaste.

Por fim, no quinto capítulo, além das conclusões são sugeridos alguns horizontes de pesquisa e expostas algumas dificuldades encontradas no trabalho que poderão ser sanadas nos próximos trabalhos que poderão ter continuidade de pesquisa nesta área.

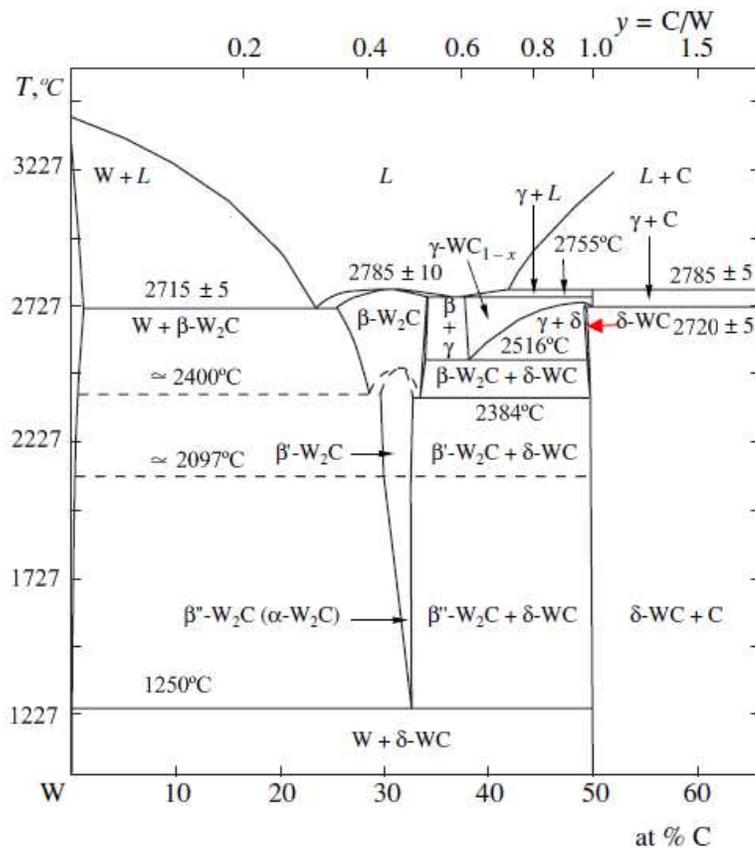
## **2 REVISÃO DA LITERATURA**

Com o referencial teórico abordado neste capítulo, pretende-se discutir o assunto principal da tese. De início aborda-se o metal duro com o intuito de entender o motivo pelo qual, em operações de usinagem, uma determinada microestrutura do metal duro é utilizada. As principais técnicas de revestimento também são apresentadas, porém enfatizando o processo PVD, já que as ferramentas utilizadas neste trabalho passaram por este processo; e ainda os tipos de revestimentos que estão sendo mais utilizados nos diversos processos de usinagem. Por último, um tópico sobre alguns tratamentos de modificação da superfície do metal duro, que é o foco desta pesquisa e tem sido estudado nos últimos anos, cujo objetivo é melhorar a adesão do revestimento. Isto porque, ao utilizar uma dada microestrutura do metal duro, que satisfaça as condições de corte utilizadas no processo, e a superfície do substrato esteja convenientemente preparada para uma boa ancoragem do revestimento, a vida útil da ferramenta provavelmente aumentará. Com uma boa adesão do revestimento a ferramenta terá condições de atritar com o material mais tempo e quando o revestimento falhar, o metal duro será exposto e conseguirá por mais um tempo suportar as condições de corte, até alcançar os critérios estabelecidos de fim de vida útil da ferramenta. Com as inovações de substratos modificados os pesquisadores buscam, de certa forma, repetir a grande evolução que Taylor e White em 1899 trouxeram na usinagem com o aço rápido. Porém, o aumento da produtividade agora depende de um trio: da microestrutura, da superfície do metal duro e da técnica de revestimento.

### **2.1 Metal duro**

O metal duro pertence a uma classe de materiais duros resistentes ao desgaste e refratários, em que as partículas duras de carbetos são aglomeradas, ou cementadas, por meio de uma matriz metálica macia e dúctil, tendo aplicação em usinagem, corte, perfuração, mineração, ferramentas de perfilar, partes que necessitam de resistência ao desgaste, etc (Santhanam, Tierney e Hunt, 1990; Xiao et al., 2009).

A composição básica do metal duro é WC e Co, e cada fase possui suas particularidades: a primeira particularidade é a dificuldade em obtê-la e a segunda, a opção em substituí-la por outros elementos químicos. No sistema binário do W-C existem principalmente dois carbeto constituintes, o WC e o  $W_2C$ . O WC é um composto frágil, com dureza entre 1300 e 2200 HV (com direção cristalográfica 0 0 0 1 e 1 0 -1 0, respectivamente), possui alto ponto de fusão, resistência ao desgaste, boa resistência ao choque térmico, condutividade térmica e boa resistência à oxidação. A principal desvantagem do carbeto de tungstênio é o seu baixo calor de formação. Esta propriedade faz com que os compostos de carbeto de tungstênio sejam facilmente dissolvidos em metais fundidos. A **Figura 2.1** mostra o diagrama de fases W-C em temperaturas elevadas. Nela pode-se constatar a estreita faixa (indicada pela seta vermelha) em que o WC tem estequiometria desejada, motivo pelo qual é muito difícil obter uma fase pura de carbeto de tungstênio (Santhanam, Tierney e Hunt, 1990; Krishna et al., 2002; Lou et al., 2003; Kaefer, 2004).



**Figura 2.1** – Diagrama de fase W-C (Adaptado Gusev e Kurlov, 2006).

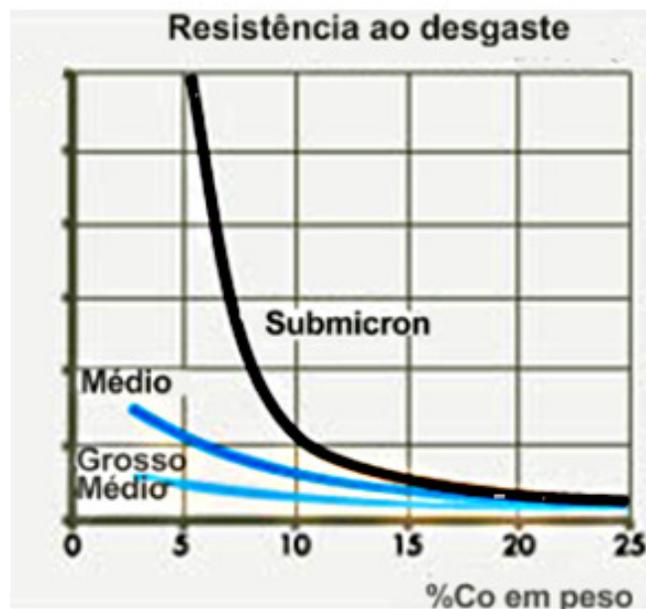
Apesar de que, o primeiro metal duro comercialmente avaliado consistiu de partículas de carbetos de tungstênio aglomeradas com cobalto (Santhanam, Tierney e Hunt, 1990), muitos esforços tem sido feitos para substituir o cobalto por outros metais devido ao seu alto preço e recursos limitados (Deng, 2002). Metais de grupo vizinho ao cobalto (níquel e ferro) têm sido empregados, mas com aplicação limitada, devido à dificuldade de obter simultaneamente alta dureza e tenacidade equivalentes ao compósito WC aglomerado com Co. A completa substituição de Co por Ni leva a compósitos com alta ductilidade, mas traz uma forte redução da dureza. Cromo é também usado com quantidades limitadas em algumas composições do metal duro para controlar o crescimento do grão e melhorar a resistência à oxidação e corrosão. Por outro lado, o ferro e o cromo possuem forte afinidade ao carbono, levando à formação de fases de carbetos, apresentando normalmente comportamento frágil e reduzindo assim a resistência mecânica do compósito (Fernandes et al., 2009).

Não só pelas razões apresentadas, mas por outras que não se aplicam ao estudo proposto, o metal duro composto por WC-Co ainda é o sistema mais utilizado, até porque antes da revisão final da tese não se tinha publicações comparando o metal duro com ligante de cobalto com o metal duro com outros ligantes, utilizados em processos de usinagem. Mediante isto, na área de usinagem, ligas com 3 a 12% Co e carbetos de tamanho de 0,9 a 3  $\mu\text{m}$  são comumente utilizados (Sandvik, 2008), e que idealmente devem exibir uma microestrutura com apenas duas fases: os grãos angulares de WC e a fase de cobalto. Mas para alcançar a microestrutura ideal o teor de carbono deve ser controlado com limites estreitos. Se este for alto resulta na presença de grafita livre e finamente dividida, que em pequena quantidade não tem efeitos adversos em aplicações de usinagem. Deficiência em carbono, no entanto, resulta na formação de uma série de carbetos duplos (por exemplo,  $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$  ou  $\text{CoW}_6\text{C}$ ), comumente chamados de fase  $\eta$ , que provoca severa fragilização (Santhanam, Tierney e Hunt, 1990).

Metal duro composto apenas de WC-Co, muitas das vezes, não oferece todas as características que uma ferramenta de corte necessita em uma dada operação, sendo necessário adicionar carbetos para melhorar suas propriedades. Ao adicionar pequenas quantidades (0,25 a 3% em peso) de carbetos de tântalo, nióbio, vanádio ou cromo consegue-se o aumento da dureza do metal duro. O carbetos de cromo confere excelentes propriedades mecânicas, já o carbetos de tântalo resiste à craterização e melhora a resistência ao choque térmico. O carbetos de titânio é

adicionado com o intuito de diminuir o ataque químico, sendo que a quantidade do TiC adicionada às ligas de WC-Co é mantida ao mínimo, tipicamente não mais que 15% em peso (Santhanam, Tierney e Hunt, 1990).

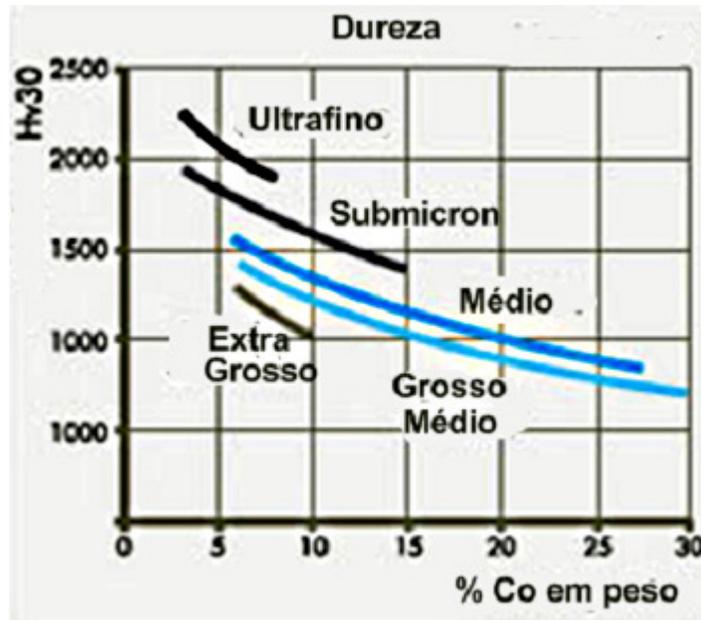
A interação de todas estas variáveis, o ligante, o WC, os carbeto adicionados e outros fatores de produção, influenciam nas propriedades do metal duro. As **Figuras 2.2 e 2.3** mostram como o teor de cobalto e o tamanho do grão do carbeto influenciam na resistência ao desgaste e na dureza do metal duro. Observa-se que, classes de metal duro com teor de cobalto entre 3 a 10% em peso e tamanho de grão abaixo de 1  $\mu\text{m}$  (grão nano menor que 0,2  $\mu\text{m}$ ; ultrafino de 0,2 a 0,5  $\mu\text{m}$  e submicrométrico de 0,5 a 0,9  $\mu\text{m}$ ) têm alta dureza e resistência ao desgaste. As classes com teor de cobalto entre 6 e 30% e tamanho de grão de 1 a 3  $\mu\text{m}$  (fino entre 1 e 1,3  $\mu\text{m}$  e médio entre 1,4 e 2,0  $\mu\text{m}$ ) possuem dureza e resistência intermediárias entre a classe anterior e a classe que possui teor de ligante entre 6 e 15% em peso e tamanho de grão acima de 3  $\mu\text{m}$ .



**Figura 2.2** – Resistência ao desgaste do metal duro em função do teor de cobalto e do tamanho do grão (Sandvik, 2008 - modificado).

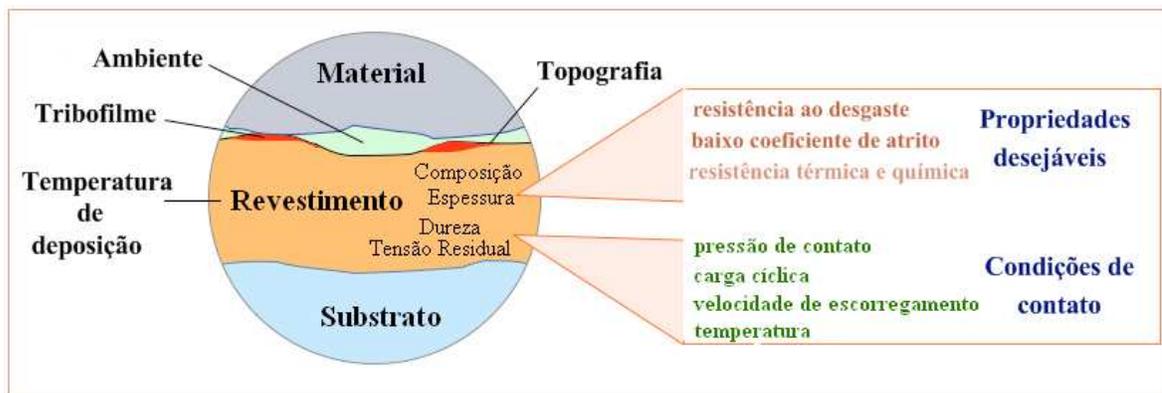
O comportamento destas propriedades foi estudado por Jianxin et al. (2012). Os autores avaliaram o desempenho de atrito e desgaste de metal duro WC/6%Co com três faixas de tamanho de grãos de WC: 1,5 - 2,2  $\mu\text{m}$ ; 0,8 - 1,5  $\mu\text{m}$  e 0,6 - 1,0  $\mu\text{m}$  em temperatura até 600 °C usando um tribômetro com esfera sobre disco (*ball-on-disk*) de alta temperatura. O metal duro

com o menor tamanho de grão WC (0,6 – 1,0  $\mu\text{m}$ ), que possuía o maior valor de dureza, mostrou melhor resistência até a temperatura de 600 °C.



**Figura 2.3** – Dureza do metal duro em função do teor de cobalto e do tamanho do grão (Sandvik, 2008 - modificado).

Muitas variações que se tem na estrutura do metal duro não ocorreram nos anos recentes de sua descoberta, mas ao longo dos seus noventa anos. Apesar de já se conseguir um bom desempenho da ferramenta durante o corte, ainda se buscava um menor desgaste das ferramentas, e alterações em tamanho de grão de WC e teor de cobalto, já não eram suficientes. Aproximadamente em 1960, lâminas de pastilha de metal duro consistindo de uma liga do WC-Co foram recobertas com uma camada sinterizada de TiC (Santhanam, Tierney e Hunt, 1990) e, com isso, foi possível constatar que com as alterações da microestrutura associadas a uma deposição de revestimentos superficiais na ferramenta de metal duro, era possível tanto o aumento de velocidade quanto a redução de desgaste. A partir daí, muitas pesquisas têm sido realizadas para os processos de deposição de revestimentos, as quais envolvem não só as composições dos revestimentos, mas também as diversas possibilidades de aplicá-los. Isto porque, existe um número de parâmetros (como mostrado na **Figura 2.4**) que determinarão se o revestimento funcionará com sucesso durante toda a vida útil da ferramenta.



**Figura 2.4** – Ilustração do sistema tribológico de um revestimento e os fatores mais importantes a serem considerados para total utilização do seu potencial tribológico (Hogmark, 2012).

Com o intuito de entender um pouco mais das justificativas do trabalho, o próximo item tratará das principais técnicas de recobrimento de ferramentas de corte, sobretudo dos revestimentos mais utilizados.

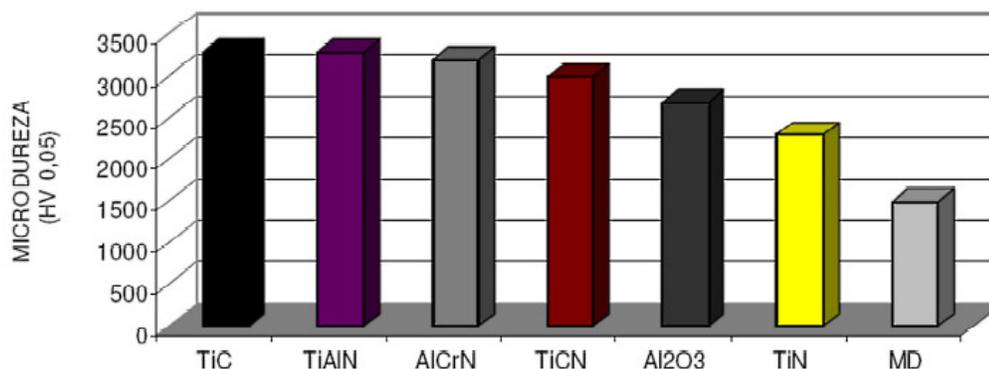
## 2.2 Revestimento

Uma fina camada de um dado material produzida sobre uma base sólida, designada de substrato, denomina-se filme fino. Estudos sobre estes filmes iniciaram-se na década de 20, por pesquisadores dos laboratórios Cavendish, na Inglaterra (Ohring, 1992), ficando estagnados até a década de 50. Nesta década, interesses industriais impulsionaram as pesquisas e na década de 70 os modelos teóricos de crescimento de filmes finos já estavam bem estabelecidos (Hora, 2008).

Filme fino é produzido pela condensação de espécies (atômica, moleculares ou iônicas), por meio de um processo físico, químico ou eletroquímico. A espessura do filme não é apenas o que o define, mas também a microestrutura resultante (Chopra e Kaur, 1983, apud Hora, 2008). Em geral, as propriedades de um mesmo material na forma de filme fino diferem da sua forma maciça, pois no filme existe uma maior influência da superfície do substrato. A relação entre área da superfície e volume do material é muito maior no filme do que no material em sua forma maciça. Assim, as propriedades do filme fino são dependentes da técnica de deposição e dos parâmetros utilizados na mesma.

Atualmente os filmes finos têm grande importância nos diversos setores industriais e geralmente são denominados de revestimentos. Sendo assim, o uso de revestimento nas indústrias tem um ou mais dos seguintes propósitos: proteger a superfície da corrosão, controlar atrito ou desgaste e/ou alterar propriedades físicas, tais como refletividade, cor, condutividade, etc. Para alcançar tais propósitos os filmes devem possuir espessura e composição uniformes, poucos defeitos, baixa contaminação, boa aderência e baixa tensão residual (Hora, 2008).

Existem diversos tipos de revestimentos, mas a maioria pode ser classificado como orgânico ou inorgânico. Revestimentos orgânicos são usualmente muito macios e são frequentemente aplicados de forma líquida com pistola ou pincel em superfícies duras. Revestimentos inorgânicos são usualmente muito duros, de base metálica ou cerâmica, e frequentemente são aplicados em substratos mais macios para protegê-los de desgaste ou do meio ambiente (Papini e Spelt, 2002). A **Figura 2.5** mostra a micro-dureza de alguns filmes inorgânicos comparados com o metal duro.



**Figura 2.5** – Micro-dureza de alguns filmes e do metal duro (Abele e Dörr, 2002, apud Teles, 2007; Balzers, 2011).

O processo de formação de filmes finos pode ser realizado de duas maneiras:

- ❖ a partir do próprio substrato por meio de uma reação química, com o reagente que se encontra na superfície do substrato;
- ❖ sem reação com o substrato.

Os filmes aplicados nas ferramentas de corte se incluem no segundo processo de formação de filmes e nos subitens posteriores serão apresentados dois processos para obter o revestimento:

o processo de deposição química de vapor (CVD) e o processo de deposição física de vapor (PVD) e alguns tipos de revestimentos.

### 2.2.1 Processo CVD

Os processos de deposição química de vapor (do inglês, *chemical vapor deposition* - CVD) são amplamente utilizados na indústria devido a sua versatilidade para depositar uma grande variedade de elementos e de compostos cobrindo uma ampla faixa que compreende desde depósitos amorfos até filmes epitaxiais que tem um alto grau de perfeição e pureza. O CVD pode ser definido como um processo em que os reagentes químicos gasosos são transportados à câmara de reação, ativados termicamente (CVD convencional) ou por outros meios não térmicos (CVD assistido por plasma ou CVD induzido por laser) na proximidade do substrato, conseguindo reagir para formar um depósito sólido na superfície do substrato (Bunshah, 2001). O processo é amplamente utilizado na indústria de semicondutores, dispositivos eletro-ópticos e em ferramentas de usinagem.

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

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

O sucesso dos revestimentos duros em substratos de ferramentas de corte resulta da combinação das propriedades mecânicas e físicas dos revestimentos. Do ponto de vista funcional,

estabilidade química, dureza a quente, e uma boa adesão ao substrato são essenciais, sendo que espessura ideal do revestimento, microestrutura fina, e tensões residuais compressivas podem aumentar ainda mais o desempenho do revestimento. Ao utilizar o processo CVD ou PVD, algumas propriedades como estabilidade química, microestrutura e morfologia, e espessura do revestimento podem sofrer alterações (Prengel, Pfouts e Santhanam, 1998). Revestimentos depositados por CVD podem variar em espessura de 5 a 20  $\mu\text{m}$  dependendo da aplicação pretendida, enquanto que os revestimentos PVD são geralmente menores que 5  $\mu\text{m}$  de espessura (Santhanam e Quinto, 1994 apud Prengel, Pfouts e Santhanam, 1998).

### **2.2.2 Processo PVD**

Os processos de deposição física de vapor (PVD) são processos de deposição atomística em que o material é vaporizado de um alvo (cátodo) sólido ou líquido na forma de átomos ou moléculas, transportados na forma de um vapor através de vácuo ou ambientes gasosos em baixa pressão (ou plasma) para o substrato onde se condensa. Tipicamente, os processos PVD são usados para depositar filmes com espessura na faixa de poucos nanômetros a milhares de nanômetros; no entanto, eles podem também ser usados para formar revestimentos multicamadas, depósitos de composição graduada, depósitos grossos e estruturas independentes (Mattox, 1978).

As principais categorias do processo PVD são evaporação a vácuo, pulverização e íon reativo, definidos sucintamente a seguir (Mattox, 1978):

- ❖ Deposição a vácuo, que é às vezes chamada de evaporação a vácuo, é um processo em que o material da vaporização térmica do alvo atinge o substrato com pouca ou nenhuma colisão com as moléculas de gás no espaço entre o alvo e o substrato. A taxa térmica de vaporização pode ser muito alta comparada aos outros métodos de vaporização. É utilizada para formar revestimentos de interferência óptica, de espelho, decorativo, filmes eletricamente condutores, revestimentos resistentes ao desgaste e revestimentos protetores à corrosão.
- ❖ Deposição por pulverização é a deposição de partículas vaporizadas de uma superfície (o alvo), pelo processo físico de pulverização. Geralmente a distância do substrato ao alvo é

pequena se comparada à deposição a vácuo. É amplamente utilizada para depositar filmes finos metalizados em material semicondutor, filmes magnéticos, revestimentos decorativos, revestimentos reflexivos em discos compactos, entre outros.

- ❖ Ion reativo utiliza bombardeio de filme depositado por partículas energéticas de tamanho atômico, para modificar e controlar as propriedades do filme depositado. As partículas utilizadas para o bombardeamento são geralmente íons inertes ou gás reativo, ou em alguns casos, íons do material condensado. É utilizado para depositar revestimento duro de materiais compostos, revestimento metálicos aderente, revestimento óptico de elevada densidade e revestimento isolantes sobre superfícies complexas.

Para que o recobrimento tenha as características que se almeja durante o período de trabalho, não se pode apenas ater às categorias dos processos de deposição, mas também a outros fatores que afetam as propriedades do filme. As propriedades de um filme de um material específico formado por qualquer processo de deposição atomística dependem de quatro fatores (Mattox, 1978):

- ❖ Condição da superfície do substrato antes e depois da limpeza e da modificação da superfície: morfologia da superfície (rugosidade, inclusões, contaminantes), propriedades mecânicas, defeitos da superfície, local preferencial de nucleação, etc.
- ❖ Detalhes do processo de deposição e geometria do sistema: temperatura do substrato, taxa de deposição, contaminação gasosa, etc.
- ❖ Detalhes do crescimento do filme na superfície do substrato: formação da interface, geração de defeitos na interface, energia necessária para crescimento do filme, reação com o ambiente de deposição (incluindo processos reativos de deposição), mudanças nas propriedades do filme durante a deposição, etc.
- ❖ Processamento e reações pós-deposição: reação química na superfície do filme com o ambiente, ciclos térmicos e mecânicos, corrosão, degradação interfacial, tratamentos de superfícies tais como brunimento de superfícies macias, jateamento com partículas duríssimas, modificação química tal como conversão cromática, etc.

As características dos processos de deposição podem interferir nas propriedades do filme e muitas das vezes não é possível suprimir as desvantagens decorrentes do processo. Por exemplo, o processo de deposição física de vapor emprega temperaturas menores que o processo de deposição química, que previne a formação da fase  $\eta$  e pode induzir tensões residuais

compressivas, dependendo da técnica de deposição. Por outro lado, o processo CVD pode reduzir a resistência à ruptura transversal devido à formação da fase  $\eta$  na interface substrato-revestimento e/ou de tensões residuais de tração dentro do revestimento. Para reduzir a tendência da formação da fase frágil  $\eta$ , fabricantes utilizam o processo CVD em temperatura moderada (750 – 900 °C) e ciclo de deposição mais rápido. Porém, nenhum método surgiu com o intuito de substituir o outro, mas para uma complementação, como se pode notar em processos que utilizam CVD/PVD para combinar a excelente adesão do revestimento ao substrato e de resistência ao desgaste dada pelo processo CVD, com um revestimento PDV formado por grãos finos, excelente dureza, livre de trincas e com tensões residuais de compressão (Santhanam, Tierney e Hunt, 1990; Santhanam et al., 1993 apud Viana, 2009). A **Tabela 2.1** mostra uma comparação entre os dois processos.

**Tabela 2.1** – Comparação entre o processo CVD e PVD em ferramentas de corte (Pierson, 1999).

	CVD	PVD
<b>Temperatura de recobrimento [°C]</b>	850-1100 500 (MO-CVD*)	padrão <500
<b>Mecanismo de aderência</b>	difusão	ligação metálica de ataque iônico
<b>Resistência de aderência</b>	excelente	moderada
<b>Estrutura de grão do recobrimento</b>	fina a grosseira	fina
<b>Efeito no substrato</b>	significativa nos metais	geralmente não significativa
<b>Tensão no recobrimento</b>	moderado	alto
<b>Arestas afiadas</b>	moderado	bom
<b>Espessura recobrimento [µm]</b>	1 - 10 ou mais	1 - 4

\*MO-CVD: *metallo-organic CVD*

Superfícies revestidas, como citado anteriormente, contem defeitos esporádicos, tais como picos e crateras. Os defeitos de crescimento também são inerentes aos revestimentos duros PVD. A densidade de defeitos pode ser reduzida pelo pré-tratamento adequado do substrato e pela seleção de parâmetros de deposição ideal. No entanto, é difícil eliminá-los completamente. Os defeitos são induzidos por irregularidades do substrato (crateras, asperezas), partículas estranhas

(poeira, detritos, resíduos de polimento) ou pelo processo de deposição (incorporação de partículas pequenas e microgotículas). O tipo mais comum de defeitos de crescimento é o defeito nodular. A origem desses defeitos é irregularidade na superfície do substrato maior que 0,1 mm (asperezas, microriscos, inclusões, impurezas) e, especialmente, as partículas de tamanho submicrométrico que permanecem na superfície após o procedimento de limpeza ou aqueles que são gerados durante o processo de revestimento. Tais partículas pequenas nucleiam quando a superfície é revestida. Tais defeitos de crescimento trazem desvantagens nas aplicações de revestimento duro. A incorporação de macropartículas no revestimento muda significativamente a morfologia da superfície e a rugosidade. Conseqüentemente, a área de contato aumenta e o atrito também. Além disso, as microporosidades criadas pela falta de coesão de micro e macropartículas têm um efeito deletério na resistência à corrosão e permeação de gás dos revestimentos. Além do que esses defeitos também podem causar maior aderência de material da peça (Panjan et al., 2009; Panjan et al., 2011).

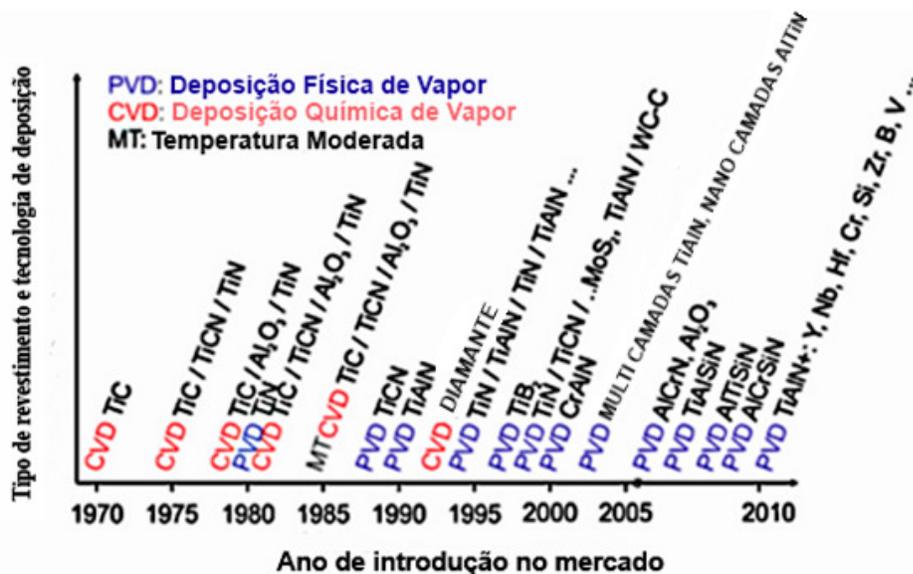
Ainda se tratando de defeitos, é comum encontrar a palavra “*droplets*” em textos acadêmicos e técnicos. De forma bem simplificada, o termo se refere às gotículas que são emitidas dos cátodos, juntamente com elétrons, íons e átomos neutros e que ficam aderidos ao revestimento. Tais gotículas são formadas por material da superfície do cátodo praticamente não carregado eletricamente e podem alcançar dezenas de micrometros, dependendo do material do cátodo que se está evaporando. A forma de gota pode ser observada quando as gotículas estão incorporadas no filme fino (Guerreiro, 1994). Daalder (1975 apud Guerreiro, 1994) atribuiu sua origem à formação das crateras ativas de arco em temperaturas extremas devido às altas densidades de corrente e potência nestes pequenos pontos de emissão. A emissão das gotículas é geralmente maior em tamanho e quantidade para metais com baixo ponto de fusão e para crescentes temperaturas no ponto de arco (Kimblim 1974 apud Guerreiro, 1994). Outros autores afirmam que o número e o tamanho médio das gotículas aumentam juntamente com o aumento da corrente de descarga, da temperatura do cátodo e pressão do gás de trabalho (Baouchi e Perry, 1991; Mattox, 1998). Vários estudos têm sido realizados em função destas microgotículas e são diversas as soluções propostas para os problemas relacionados aos “*droplets*” (Randhawa e Johnson, 1987; Aharonov et al., 1995; Miernik e Walkowicz, 1999; Harris et al., 2004; Yang et al., 2007; Huang et al., 2011).

### 2.2.3 Camadas de revestimentos

Existem várias camadas de revestimentos para as ferramentas de corte e cada tipo se aplica melhor a certas operações de usinagem, condições de corte, materiais de ferramenta, materiais usinado, etc. Revestimentos a base de nitretos preparados por vários processos de deposição física de vapor tem encontrado aplicações para quase toda a demanda. Alta dureza, excelente resistência ao desgaste e à corrosão capacita-os a melhorar a vida útil da ferramenta (Rodríguez et al., 2002; Singh et al., 2005). Dentre estes revestimentos, TiN e CrN, são respectivamente o primeiro e segundo mais utilizado (Vetter, 1995). TiN é a primeira geração de revestimento duro de PVD e ainda é amplamente utilizado como protetor para rolamentos, engrenagens e ferramentas de corte e conformação. No entanto, a tenacidade à fratura e resistência à oxidação dos revestimentos TiN não são satisfatórios para muitas aplicações de engenharia avançada (Chim et al., 2009). Mas com os avanços tecnológicos no campo de revestimento duro, como por exemplo, a adição de elementos de liga, foi possível melhorar as propriedades dos revestimentos. Como exemplo pode-se citar a adição de alumínio para formar filmes finos ternário de TiAlN e CrAlN (Kim e Kim, 1997; Kawate, Hashimoto e Suzuki, 2003).

O revestimento de TiAlN tem sido comercializado com sucesso especialmente para aplicações de usinagem em alta velocidade devido sua melhor resistência à oxidação e dureza em relação ao TiN (Hultam, 2000; Ma et al., 2006; Chim et al., 2009). Estes revestimentos à base de Ti são geralmente caracterizados por um baixo coeficiente de atrito e a limitada resistência à oxidação em temperaturas elevadas, embora tenham sido melhorados com a incorporação de alumínio (Chim et al., 2009). Revestimentos submetidos a altas temperaturas contam com a formação de uma película de óxido protetora por meio da interação com o ambiente. Esta película deve cumprir várias condições: ser estável, ter crescimento lento, ser densa e aderente. Em uma oxidação ou ambiente corrosivo o elemento Ti muitas vezes forma uma película porosa de óxido não protetora (Hovsepian, Reinhard e Ehiasarian, 2006), o que torna a resistência à corrosão e oxidação dos revestimentos a base de Ti limitada. No entanto, foi demonstrado que a presença de Ti, mesmo difundida fora do substrato, iria perturbar a formação de película protetora de  $Al_2O_3$  em alta temperatura ( $>1000^\circ C$ ) e conseqüentemente, afetaria a resistência à oxidação do revestimento (Chim et al., 2009; Fox-Rabinovich et al., 2012).

Semelhante ao TiN, o nitreto de cromo (CrN) tem sido aplicado com sucesso em matriz de estampagem para metal e moldagem de plástico e componentes submetidos ao desgaste. CrN é conhecido por ser superior ao TiN em resistência à corrosão e ao desgaste, fenômenos característicos de atrito e tenacidade (Bertrand, Mahdjoubb e Meunier, 2000). Semelhante ao sistema de revestimento TiAlN, a incorporação de Al na estrutura cristalina cúbica do CrN aumenta muito a dureza do sistema de revestimento CrAlN (Ding et al., 2008). Alguns grupos de pesquisa têm concentrado sua atenção em sistemas quaternários, como Ti-Al-Si-N ou Cr-Al-Si-N, esperando ter melhores propriedades mecânicas e à oxidação do que os sistemas ternários como Ti-Al-N, Ti-Si-N ou Cr-Al-N (Settineri et al., 2008). Porém, vários trabalhos têm sido realizados com revestimentos contendo outros elementos químicos além de Si, tanto na área de usinagem quanto na área de tribologia. A **Figura 2.6** mostra a evolução dos tipos de revestimentos e das tecnologias de deposição.



**Figura 2.6** – Evolução dos materiais de revestimentos para ferramentas

s de corte (Bouzakis et al., 2012).

Kawate, Hashimoto e Suzuki (2003) estudaram a resistência à oxidação em filmes de  $Cr_{1-x}Al_xN$  (com  $x = 0.4, 0.6, e 0.7$ ) e  $Ti_{1-x}Al_xN$  (com  $x = 0.3, 0.6 e 0.7$ ), entre  $800^{\circ}C$  e  $1000^{\circ}C$ , e concluíram que para ambos os filmes a resistência aumenta com o aumento do teor de Al e que a resistência do  $Cr_{1-x}Al_xN$  é superior. Chim et al. (2009) estudaram a resistência à corrosão e a dureza de quatro revestimentos (TiN, CrN, TiAlN and CrAlN) depositados em substrato de aço inoxidável e concluíram que o revestimento de TiAlN começa a oxidar em  $600^{\circ}C$  e sua dureza

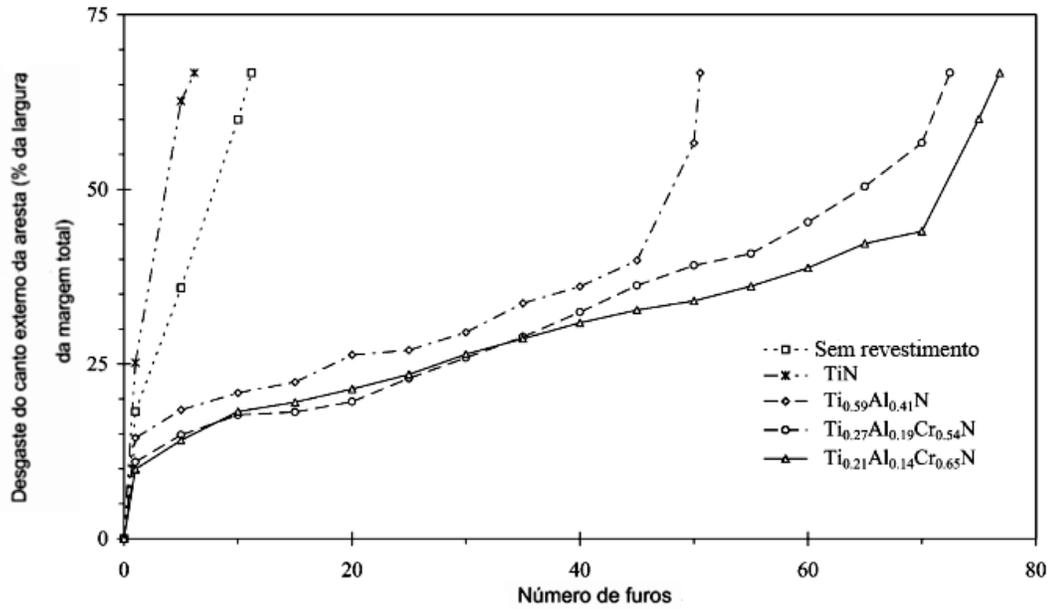
diminui significativamente em 700°C (22 GPa em 700°C a 4.34 GPa em 1000°C). E entre os quatro revestimentos estudados o CrAlN mostrou a melhor resistência à oxidação e sua dureza ficou estável (entre 33 e 35 GPa) até temperatura de recozimento de 800°C e ainda manteve-se em um valor comparativamente alto de 18,7 GPa após recozimento a 1000° C.

Mo et al. (2007) realizaram em metal duro revestidos por AlCrN e TiAlN teste de desgaste por deslizamento e esfera sobre disco (*ball-on-disc*) utilizando esfera de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Em ambos os testes o revestimento de AlCrN apresentou menor coeficiente de atrito e menor taxa de desgaste que aqueles de TiAlN. O revestimento de AlCrN teve melhores características anti-oxidação, anti-delaminação e remoção de detritos (produtos tribo-químicos) na interface de contato. O revestimento AlCrN exibiu uma morfologia de remoção de detritos diferente do revestimento TiAlN na borda da marca do desgaste. Os detritos do AlCrN foram ejetados para fora e acumulados ao redor da borda, enquanto os do TiAlN foram dificilmente lançados para a borda do desgaste. Devido a isso, o revestimento desgastado do AlCrN tinha superfície lisa, como uma superfície polida, diferente do TiAlN, que pela contínua camada de detritos formada pelo atrito, trituração e compactação, gerou uma grande quantidade de detritos na borda.

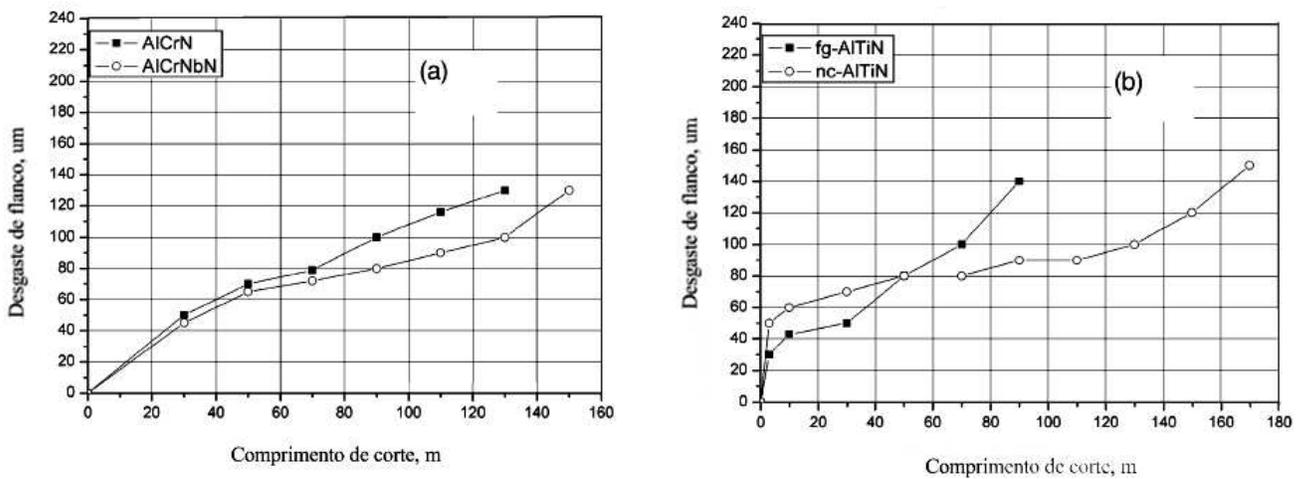
Harris et al. (2003) investigaram o desempenho de brocas de aço rápido recobertas com TiN, Ti<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>N e Ti<sub>1-x-y</sub>Al<sub>x</sub>Cr<sub>y</sub>N e sem recobrimento, com velocidade de 51,3 m/min, avanço de 0,21 mm/volta em furos cegos, sem fluido de corte e profundidade de 20,4 mm em ferro fundido cinzento perlítico. Como mostrado na **Figura 2.7**, a broca com revestimento Ti<sub>0,21</sub>Al<sub>0,14</sub>Cr<sub>0,65</sub>N foi a que realizou maior quantidade de furos para um mesmo desgaste na extremidade da aresta. Com a adição de Al ao TiN o desempenho da broca aumentou em torno de 10 vezes, e em relação a adição de Cr ao TiAlN aumentou em torno de 1,5 vezes.

Endiro, Fox-Rabinovich e Gey (2006) realizaram um trabalho de fresamento com aço inoxidável austenítico AISI 316 em condições de acabamento, testando fresas de metal duro em quatro revestimentos: AlCrN, AlCrNbN, grão fino (fg) AlTiN e estrutura nano cristalina (nc) AlTiN. As condições de corte foram: velocidade de corte 120 m/min, avanço por dente 0,05 mm/volta, profundidade axial de corte 10 mm, profundidade radial de corte 0,5 mm e fluido de corte com 6% de concentração. A fresa com revestimento a base de AlCrN e contendo nióbio apresentou vida útil de 20 metros superior a revestida com AlCrN (**Figura 2.8a**), com desgaste menos intenso e pouco lascamento. A fresa revestida com nc-AlTiN foi melhor que a fg-AlTiN, com quase o dobro de vida útil (**Figura 2.8b**), baixa intensidade de lascamento e com a mínima

intensidade de desgaste depois dos 150 metros de corte. Isto porque, revestimento com estrutura nano cristalina promove rápida difusão do alumínio para a superfície através dos contornos de grão (Fox-Rabinovich et al., 2004), resultando em uma rápida formação de uma camada protetora de alumina que reduz criticamente a adesão do aço inoxidável na superfície da ferramenta devido a alta estabilidade química e termodinâmica das camadas de alumina (Westbrook e Fleisher, 1995).

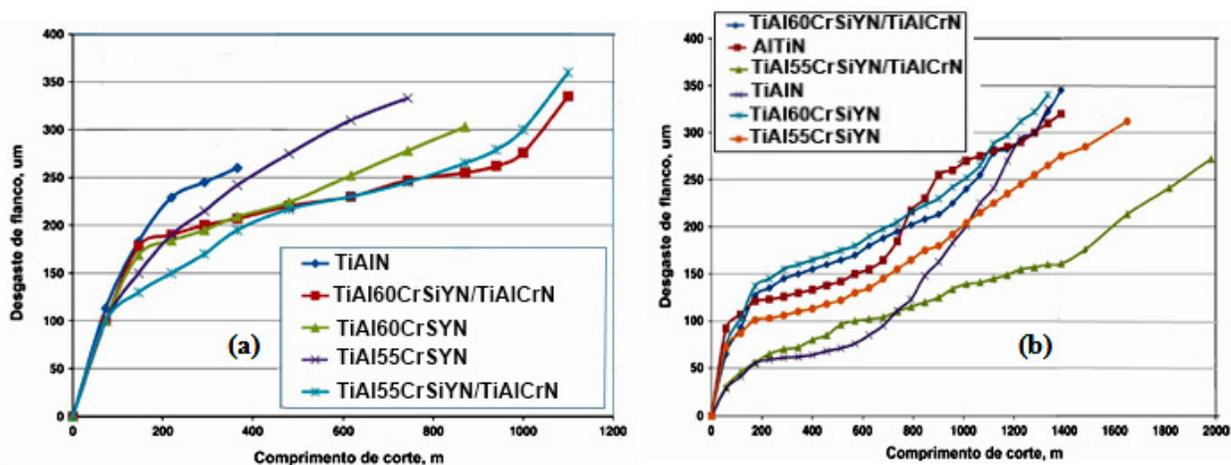


**Figura 2.7** – Desgaste na extremidade da aresta de broca de 6,8 mm de diâmetro de C0-HSS (M5) em função do número de furos. (Harris et al., 2003).



**Figura 2.8** – Resultados do fresamento com fresa de metal duro durante a usinagem do aço inoxidável austenítico AISI 316 (Endiro, Fox-Rabinovich e Gey 2006).

Fox-Rabinovich et al. (2010) estudaram o desempenho de ferramentas de metal duro com revestimento multicamadas de estrutura nano de TiAlCrSiYN/TiAlCrN no processo de torneamento do Inconel (DA) 718 e superliga de níquel ME 16, utilizando respectivamente velocidade de 40 e 50 m/min, avanço de 0,125 mm/volta e profundidade de corte de 0,25 mm. A **Figura 2.9a** mostra a vida útil da ferramenta no torneamento da superliga ME 16 comparada com outras ferramentas revestidas. Percebe-se que, para a usinagem do Inconel (DA) 718 todos os revestimentos a base de TiAlCrSiYN tiveram vida útil mais longa em comparação ao revestimento comercial AlTiN. A melhor vida foi dos revestimentos multicamadas, especialmente  $Ti_{0.15}Al_{0.6}Cr_{0.2}Si_{0.03}Y_{0.02}N/Ti_{0.25}Al_{0.65}Cr_{0.1}N$ , devido à redução da formação de aresta postiça de corte. Já a ferramenta revestida com AlTiN com menos de 250  $\mu m$  de desgaste de flanco apresentou intensa aresta postiça de corte. Na usinagem da superliga de níquel ME 16 os revestimentos monocamada tiveram vida útil similar, como mostrado na **Figura 2.9b**. Para este ensaio o revestimento multicamada  $Ti_{0.2}Al_{0.55}Cr_{0.2}Si_{0.03}Y_{0.02}N/Ti_{0.25}Al_{0.65}Cr_{0.1}N$  foi o único que demonstrou uma melhor vida útil em relação aos comerciais, devido à redução do desgaste de cratera na superfície de saída, pois antes dos 1400 metros de vida útil o desgaste de cratera era o menor dentre todos os revestimentos. Os bons resultados deste revestimento multicamada se devem à sua habilidade de formar um tribofilme de alumina e às suas propriedades micro-mecânicas, que se adequam à aplicação.



**Figura 2.9** – Dados da vida útil da ferramenta no processo de torneamento do Inconel (DA) 718 (a) e da superliga de níquel ME 16 (b) (Fox-Rabinovich et al., 2010).

As informações vistas até este item se basearam em estudos que buscaram maior desempenho, tanto do metal duro quanto dos revestimentos, nas operações em que estes são

aplicados, utilizando diversos testes. Mas é importante conhecer quais testes são realizados para qualificar ou quantificar as propriedades da interação entre substrato e revestimento. Por este motivo, a sucessão dos próximos itens abordará alguns métodos que são utilizados, tanto na área acadêmica quanto na comercial, para caracterizar o comportamento do sistema substrato-revestimento.

## **2.3 Adesão do revestimento**

Embora a própria definição de adesão seja um pouco controversa, adesão pode ser definida como a atração entre corpos diferentes uns dos outros. A norma ASTM D907 sobre terminologia de adesivos define adesão como "o estado no qual duas superfícies são mantidas juntas por forças interfaciais que podem ser de forças de valência ou ação de bloqueio ou de ambos". Na discussão sobre avaliação de aderência, pode-se considerar a questão sob dois aspectos diferentes: adesão básica e adesão prática (Nelson, 2012).

Adesão básica é entendida como o somatório de todas as interações interatômicas na interface do filme e substrato. Esta adesão pode ser quantificada como o trabalho necessário para separar completamente o filme do substrato ao longo da interface, incluindo todos os efeitos de ligações entre os átomos dos dois materiais. Além das interações interatômicas, a adesão prática depende da complexa combinação das propriedades elástica e tenacidade à fratura do filme e do substrato, distribuição e tamanho de falhas, poros e outros defeitos do retículo cristalino, condições de carga e comportamento de atrito contra impacto e riscamento de partículas e componentes (Mittal, 1976 e Chapman, 1974 apud Ollendorf e Schneider, 1999). Portanto, para a engenharia de superfície o interesse está em avaliar a adesão prática (Ollendorf e Schneider, 1999).

A perda de adesão de um revestimento pode envolver tanto falha adesiva como coesiva (Mattox, 1998). A coesão é um caso específico de adesão que ocorre quando os corpos em contato são do mesmo material (Burakowski e Wierzchon, 1998). Assim, o revestimento pode falhar em diversos modos, mas a delaminação e a fratura são as falhas mais observadas em ferramentas de corte. A delaminação de um revestimento refere à perda de adesão do

revestimento com o substrato e, se as tensões do revestimento são de compressão, geralmente envolve a formação de bolhas. Tensão residual, tensão térmica, ataque ambiental e tensão de impacto ou contato são frequentemente citados como causas de delaminação. Já a fratura se refere à propagação de trinca no revestimento em si, ao invés de propagação de trincas ao longo da interface entre o revestimento e o substrato (por exemplo, delaminação), e quando ocorre fratura em revestimentos pode ser atribuída ao fenômeno de impacto ou contato (Papini e Spelt, 2002).

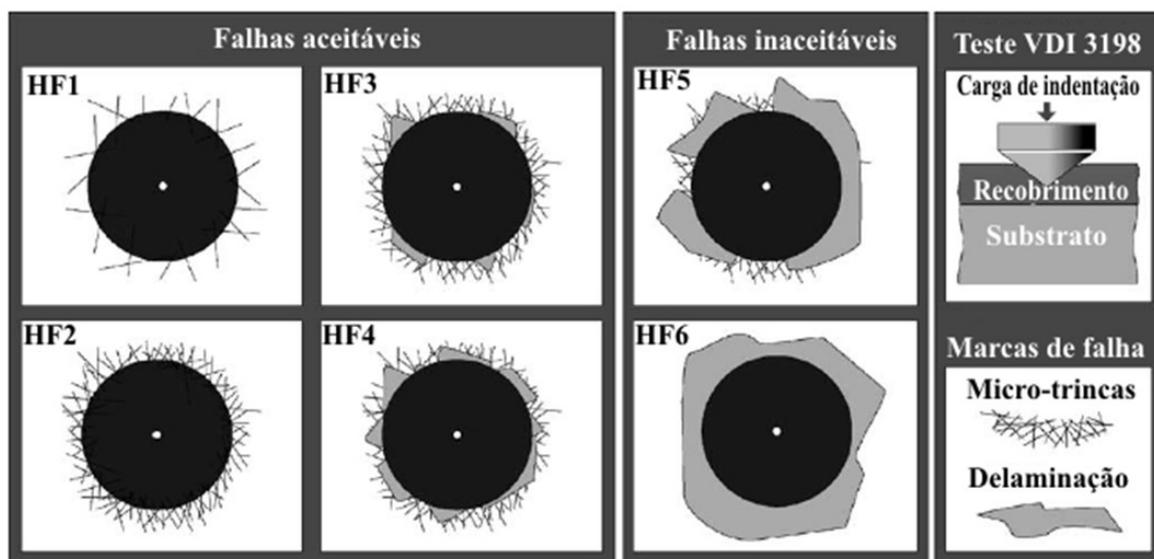
Apesar de todo o progresso na fabricação de ferramentas, consistentemente ocorrem casos de danos prematuros de ferramentas, os quais reduzem a segurança do processo para a aplicação destas ferramentas revestidas. Uma forma de falha prematura é o dano adesivo, que se manifesta por delaminação do material de revestimento de uma forma mais ou menos extensa. A ocorrência de danos adesivos faz com que a ferramenta tenha que ser trocada antes do previsto, porque, como resultado da ausência do revestimento, a superfície retificada do metal duro, por exemplo, se desgaste muito mais rapidamente. A segunda forma de uma falha prematura da ferramenta é o dano coesivo, o qual não é resultado de problemas de adesão do revestimento, mas de falha do substrato. Neste caso o material do revestimento se solta mais ou menos extensamente, mas desta vez com o material do substrato aderido. Isto leva a um abrupto colapso da ferramenta, o que implica na parada imediata do processo. Em casos desvantajosos, adicionalmente, a superfície da peça é danificada (Denkena, Breidenstein e Gerdes, 2008).

Para evitar estes danos citados, pesquisadores e fabricantes utilizam de diversos métodos para avaliar a adesão do revestimento ao substrato. Apesar de ainda não existir um teste em que se consegue medir diretamente as forças atômicas de ligação interfacial, vários testes tem sido utilizados para caracterizar a adesão prática a fim de comparar qualitativamente ou semi-quantitativa a adesão. Pode-se citar os testes de riscamento, flexão, impacto, cavitação, indentação Rockwell e usinagem, como os mais utilizados (Heinke, et al., 1995; Aldrich-Smith, Jennett e Housden, 2005; Stallard, Poulat e Teer, 2006; Bouzakis et al., 2008; Arroyo Osorio, 2009; Viana, 2009; Neves, 2010). Mas o importante é ressaltar que estes testes, às vezes, fornecem resultados contraditórios (Ollendorf e Schneider, 1999).

### 2.3.1 Teste de indentação

O ensaio de dureza Rockwell (norma ASTM E18) consiste em aplicar uma pré-carga (3 ou 10 kgf) e uma carga (60, 100 e 150 kgf) por meio de um penetrador com ponta esfero-cônica de diamante de 120° e 0,2 mm de raio em um corpo de prova. Há duas classificações gerais para o teste: o teste de dureza Rockwell e o teste de dureza superficial Rockwell. A diferença significativa entre as duas classificações está nas forças que são utilizadas no ensaio. Para o teste de dureza Rockwell, a força de ensaio preliminar é de 10 kgf (98 N) e as forças de ensaio totais são 60 kgf (589 N), 100 kgf (981 N), e 150 kgf (1471 N). Para o teste de dureza Rockwell superficial, a força de ensaio preliminar é de 3 kgf (29 N) e as forças de ensaio totais são de 15 kgf (147 N), 30 kgf (294 N), e 45 kgf (441 N). O teste é frequentemente utilizado com várias escalas alternativas, sendo estas relacionadas com o material do corpo de prova (ASTM E18 – 08b).

O ensaio de dureza Rockwell na escala C foi utilizado pelo Sindicato dos Engenheiros Alemães como um método para verificar a adesão de revestimentos finos, conhecido como Daimler-Benz, e está padronizado nas diretrizes da VDI 3198 de 1991. O teste consiste em aplicar uma carga de 150 kgf, remover a carga, examinar a impressão usando um microscópio óptico e classificar a adesão do revestimento como HF 1 a HF 6 (HF é abreviação alemã de resistência a adesão), de acordo com a quantidade de trincas ou delaminação no revestimento ao redor da impressão (**Figura 2.10**). De acordo com as informações contidas em PVD (2011), apenas as impressões classificadas como HF 1 e HF 2 são consideradas como tendo adesão adequada. Para Heinke et al. (1995), as impressões classificadas de HF 1 a HF 4 representam adesão suficiente, enquanto que HF 5 e HF 6 são consideradas insuficientes. O teste é uma técnica fácil de ser realizada e é especialmente útil para o controle de qualidade durante a fabricação. Porém, ele tem suas limitações, pois é afetado pela dureza e material do substrato, pelo tamanho do indentador, tensões, espessura e material do revestimento. Por isso, a dureza do substrato deve ser no mínimo 54 HRC e a espessura máxima do revestimento, para que seja testado com precisão, é de 5 micrometros (PVD, 2011).



**Figura 2.10** – Padrões de comparação de adesão de revestimentos através do ensaio de indentação Rockwell C (Vidakis, Antoniadis e Bilalis, 2003).

Vários pesquisadores (Arai, Fujita e Watanabe, 1987; Heinke et al., 1995; Nesládek et al., 1995; Mori e Tachikawa, 2002; Takeuchi et al., 2004; Recco et al., 2007; Arroyo Osorio, 2009; Viana, 2009; Neves, 2010; Wang et al., 2011; Choi et al. 2012) tem utilizado o teste de dureza Rockwell C para qualificar a adesão de revestimentos em diferentes substratos.

### 2.3.2 Teste de Riscamento

O procedimento de teste de riscamento (*scratch test*) é descrito na Norma ASTM C1624 e pela ISO 20502. No teste uma ponta de diamante de geometria definida (Rockwell C, indentador cônico de diamante com cone de 120° e raio de ponta de 200 μm) é movimentada de um lado a outro da superfície revestida com velocidade constante e força normal definida (constante ou progressiva) para uma distância definida. O teste é comumente usado para revestimentos com espessura entre 0,1 e 30 μm (ASTM, 2010). As taxas de carregamento recomendadas são 10 e 100 N/min e a velocidade transversal do penetrador é de 10 mm/min. (Holmberg et al., 2003).

A carga do indentador causa aumento das deformações elástica e plástica até ocorrer a falha na região da superfície. Esta falha poder ser uma delaminação do filme na interface (um tipo de

falha adesiva), e pode também ocorrer falha dentro do próprio filme (um tipo de falha coesiva). A força normal necessária para produzir a falha no revestimento (também chamada de carga crítica) é considerada como uma medida qualitativa da adesão do revestimento-substrato e pode ser usada para comparar a adesão de sistema revestimento-substrato de natureza semelhante. Dependendo do sistema, vários métodos e critérios podem ser escolhidos para determinar a carga crítica (Richard et al., 1997; Park e Kwon, 1997). A carga crítica e qualquer evento de falha podem ser detectados e observados utilizando a medida da força de atrito, emissão acústica (AE) e exame da trilha de desgaste sob microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura (MEV) (Bunshah, 2001; Stallard, Polat e Teer, 2006).

O teste tem sido geralmente aceito como um meio de avaliar a força de adesão em revestimentos que possuem espessura variando de 0,1 a 20  $\mu\text{m}$  (segundo norma ISO), faixa esta que abrange um grande número de aplicações em engenharia de superfície. No entanto, é necessário cuidado na realização do teste, devido à influência de parâmetros extrínsecos e intrínsecos sobre o valor da carga crítica. Enquanto os fatores intrínsecos estão relacionados com as condições do ensaio (taxa da carga, a velocidade do risco, a forma e o desgaste do indentador, fatores do equipamento), os parâmetros extrínsecos estão ligados ao sistema filme-substrato (propriedades do revestimento e substrato, coeficiente de atrito, condição da superfície e ambiente do teste) (Bunshah, 2001; Randall, Favaro e Frankel, 2001). Sendo assim, o teste é geralmente considerado como apenas semiquantitativo quando estes parâmetros são conhecidos. Muitos desses fatores intrínsecos são específicos do instrumento e exigem uma abordagem de calibração cuidadosa, se os resultados forem comparados entre instrumentos. Já os fatores extrínsecos, tais como a espessura do revestimento e dureza do substrato, também devem ser conhecidos para que os resultados do teste sejam entendidos (Bull e Berasetegui, 2006).

### **2.3.3 Teste de impacto**

O teste de impacto é aplicado como um método conveniente para a caracterização das propriedades de fadiga de revestimentos. Além disso, os modos de falha, coesiva e adesiva, de revestimentos podem ser elucidados através deste teste. Resultados valiosos surgem também a

partir da utilização do teste de impacto para prever o desempenho das ferramentas de corte revestidas (Bouzakis et al., 2004). Vários autores têm utilizado o teste para caracterizar os revestimentos, dentre estes Heinke et al., 1995; Bantle e Matthews, 1995; Ollendorf e Schneider, 1999; Duan et al., 2006; Bouzakis et al., 2008.

Durante o teste um indentedor oscilante, normalmente uma esfera de metal duro, penetra sucessivamente na superfície revestida com uma força máxima constante, sendo que o número de impactos pode chegar a  $10^6$  e a força é constantemente monitorada por um dinamômetro piezoelétrico. A carga e o número de impactos podem induzir falhas no revestimento, podendo desta maneira caracterizar as propriedades mecânicas do revestimento (Bouzakis e Siganos, 2004).

Batista, Godoy e Matthews (2003), avaliaram a resistência ao impacto de revestimentos duplex e não-duplex de (Ti, Al)N e Cr-N depositados pelo processo PVD em substratos de aço temperado e endurecido AISI H13. Os testes foram realizados com esferas de metal duro (força de 900 N) e aço endurecido SAE 52100 (força de 480 N), frequência de 8 Hz e cada amostra foi sujeita a  $10^3$ ,  $10^4$  e  $5 \times 10^5$  impactos sem utilizar lubrificantes. Os resultados mostraram que nenhum revestimento duplex exibiu falha adesiva até  $5 \times 10^5$  impactos quando se utilizou as duas esferas e que todos os revestimentos duplex mostraram melhores propriedades de adesão que os homólogos não-duplex. Ainda de acordo com os autores, os resultados do teste de impacto indicam que os revestimentos duplex são promissores para serem usados em aplicações de desgaste com carregamento dinâmico, tais como cortes interrompidos (por exemplo, fresamento).

## **2.4 Teste de usinagem**

O teste de usinagem realizado nas condições reais de uso da ferramenta de corte é um teste que mais se aplica à avaliação do desgaste do que da adesão. Mas através dele se pode qualificar a adesão do revestimento, pois quanto maior a resistência à adesão do revestimento, maior é a expectativa de vida útil da ferramenta porque o revestimento protege o substrato por um período de tempo mais prolongado (Bouzakis et al., 2000). Com o teste pode-se verificar o desempenho da ferramenta, na maioria dos casos, através da avaliação do desgaste de flanco, porém a

comparação entre trabalhos de diferentes autores se torna difícil, pois os parâmetros da operação geralmente não são idênticos, o que inclui velocidade de corte, avanço, profundidade, fluido de corte, máquina ferramenta, fixação da peça e/ou da ferramenta, material da peça, geometria da ferramenta, geometria do porta ferramenta, dentre outros.

Apesar de existir normas que definem o critério de fim de vida da ferramenta, nem sempre estas normas são seguidas a rigor. Isto porque, tanto no meio industrial quanto no meio acadêmico, as limitações são muito diferentes e geralmente são relativas ao tempo e ao custo. O desperdício de ferramentas na indústria é frequente, pois geralmente a reafiação da ferramenta e o custo já embutido no produto é o critério de utilização da ferramenta. É usual comparar os resultados dos processos de usinagem, através dos desgastes (sobretudo o de flanco) e das avarias. Vários pesquisadores complementam o estudo avaliando os esforços de corte e a vibração do processo, com o objetivo de justificar os danos sofridos pela ferramenta (Antoniali, 2009; Ventura, 2010; Tunç e Budak, 2012).

Além do teste de usinagem, no decorrer deste capítulo, pode-se perceber as várias publicações que envolvem o estudo de revestimentos utilizando um ou mais dos testes descritos acima, e outros não citados como o ensaio de desgaste conhecido como *calowear* ou *calotest* e o ensaio de flexão. Assim, se percebe as inúmeras propostas de inovação para a caracterização de revestimentos e metal duro. Como se viu, o metal duro tem sido utilizado em muitas operações de usinagem, por vários motivos, dentre eles ter propriedades e tecnologia conhecidas e ser apto para várias condições de corte. Do mesmo modo ocorre com os revestimentos. Por isso, talvez não exista fortes motivos para que outros materiais de ferramentas sejam obtidos, mas que seja mais conveniente melhorar as propriedades do metal duro. Isto se nota nos experimentos com sucesso para adicionar elementos de liga, diminuir os defeitos, mudar a superfície, conjugar revestimentos, aumentar a adesão, enfim, buscar meios para que a ferramenta de corte consiga se manter no corte o maior tempo possível para diminuir tanto os custos de substituição quanto o custo de tempo ocioso. E o recente foco de estudo é a modificação do substrato de metal duro, utilizando tanto os processos existentes quanto processos novos, sendo o principal alvo o aumento de sua adesão com o revestimento. E uma das formas para conseguir adesão suficiente é trabalhar com a rugosidade e a tensão residual do substrato.

Portanto, nos próximos itens será apresentada uma síntese dos processos que podem alterar a rugosidade do substrato. Porém, antes se introduzirá alguns conceitos de rugosidade e de tensão residual ao leitor.

## 2.5 Rugosidade

Superfícies de sólidos representam uma forma muito complexa da matéria, muito mais complicado do que um plano simples. Existe uma variedade de defeitos e distorções presentes em qualquer superfície real. Estas características de superfície, que variam de aglomerados de distorções da superfície para irregularidades locais microscópicas, exercem uma forte influência sobre o atrito e o desgaste. As imperfeições e as características de uma superfície real influenciam as reações químicas que ocorrem com líquidos ou lubrificantes em contato, enquanto a rugosidade da maioria das superfícies controla o contato mecânico entre os sólidos e o desgaste resultante (Stachowiak e Batchelor, 2006).

Para o projeto adequado de superfícies de contato é muito importante compreender a influência dos parâmetros de rugosidade de superfície sobre o atrito e desgaste. Por isso, duas das propriedades de superfície mais importantes são rugosidade e topografia. Porém os parâmetros de rugosidade padrão de superfície não descrevem suficientemente as superfícies de contato. Às vezes, superfícies completamente diferentes mostram semelhantes ou até os mesmos valores de parâmetros de rugosidade padrão e ao contrário, superfícies semelhantes com parâmetros de rugosidade padrão muito diferentes. Além disso, normas diferentes (ISO, DIN, BS, AISI, etc) usam diferentes parâmetros (Sedlacek, Podgornik e Vizintin, 2009).

Além disso, devido aos aproximadamente 54 parâmetros de rugosidade existentes, é necessário compreender quais destes descrevem a superfície estudada. Os parâmetros de rugosidade podem ser calculados dimensionalmente (2D) ou tridimensionalmente (3D), sendo ambos largamente utilizados em ciência e engenharia. Porém, tem se observado um aumento da necessidade de análise de superfície 3D, em que os parâmetros de rugosidade são calculados pela área da superfície ao invés de uma única linha, os quais são denotados pela letra maiúscula “S” (Gadlmawla et al., 2002).

Os parâmetros de um perfil são classificados em parâmetros de amplitude, de espaçamento e parâmetros híbridos. Parâmetros de amplitude e de espaçamento são auto-evidentes. Parâmetros híbridos são aqueles obtidos, geralmente indiretamente, através dos parâmetros de amplitude e de espaçamento. A questão de qual parâmetro deve ser usado para determinar a rugosidade de uma superfície é difícil devido à falta de informação real (Whitehouse, 2002). Uma solução possível é utilizar *softwares* que calculam vários parâmetros de rugosidade e, depois de um estudo preliminar, usar aqueles que melhor descrevem a superfície. *Softwares* como o *SurfVision* calcula parâmetros de rugosidade 3D, considerando uma área da superfície a ser testada e a divide em um número de seções. Essas seções representam um número de perfis subsequentes da superfície (Gadelmawla et al., 2002).

Neste item será descrito alguns parâmetros da classificação dita anteriormente. Os parâmetros descritos serão informados e/ou utilizados para caracterizar as superfícies estudadas no trabalho.

### 2.5.1 Parâmetros de amplitude

O parâmetro da altura média aritmética ( $R_a$ ) é o parâmetro de rugosidade mais usado universalmente para controle de qualidade geral. Ele é definido como o desvio médio absoluto das irregularidades da rugosidade a partir da linha média sobre um comprimento de amostragem. Este parâmetro é fácil para definir, fácil para medir, e dá uma boa descrição geral da variação das alturas, porém ele não dá nenhuma informação sobre o comprimento de onda e não é sensível às pequenas mudanças no perfil. A definição matemática e a implementação do parâmetro são descritas abaixo:

$$R_a = \frac{1}{\ell} \int_0^{\ell} |y(x)| dx \quad \text{Equação 2.1 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

$$R_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |y_i| \quad \text{Equação 2.2 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

O parâmetro de rugosidade conhecido como raiz média quadrática (RMS, do inglês *root mean square*) representa o desvio padrão da distribuição das alturas da superfície, sendo um

parâmetro importante para descrever a rugosidade da superfície por métodos estatísticos. Este parâmetro é mais sensível que a altura média aritmética ( $R_a$ ) para grande desvio da linha média. O RMS da linha média é uma linha que divide o perfil no qual a soma dos desvios ao quadrado a partir da altura do perfil é igual a zero. A definição matemática e a implementação do parâmetro são descritas abaixo:

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{\ell} \int_0^{\ell} \{y(x)\}^2 dx} \quad \text{Equação 2.3 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2} \quad \text{Equação 2.4 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

A função matemática para os dois parâmetros acima em função da rugosidade 3D é descrita abaixo:

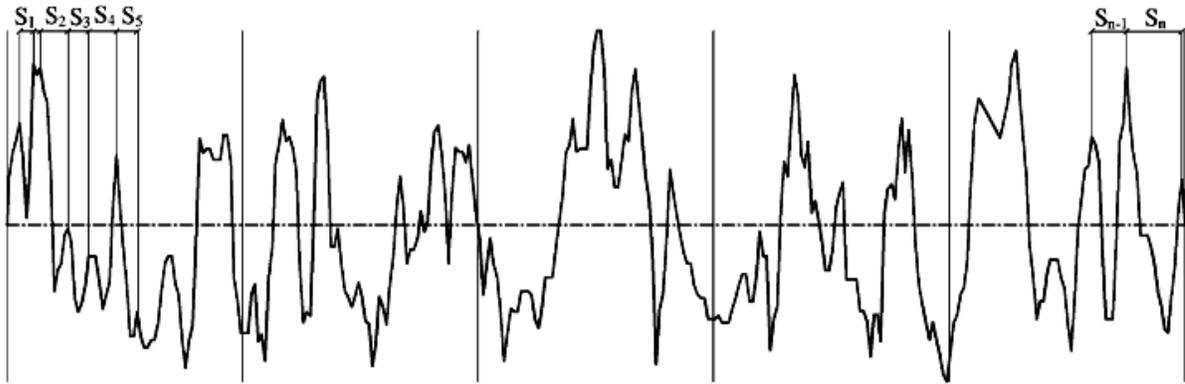
$$S_a = \frac{1}{L_1 L_2} \int_0^{L_1} \int_0^{L_2} |f(x, y) - \bar{f}| dx dy \quad \text{Equação 2.5 (Whitehouse, 2002)}$$

$$S_q = \sqrt{\frac{1}{L_1 L_2} \int_0^{L_1} \int_0^{L_2} (f(x, y) - \bar{f})^2 dx dy} \quad \text{Equação 2.6 (Whitehouse, 2002)}$$

O parâmetro que define a máxima altura do perfil ( $R_t$  ou  $R_{máx}$ ) é mais sensível para altos picos ou vales profundos. Ele é definido como a distância vertical entre o pico mais alto e o vale mais baixo ao longo da avaliação do comprimento do perfil.

## 2.5.2 Parâmetros de espaçamento

O parâmetro denotado como “S” é definido como o espaçamento médio de picos locais adjacentes do perfil medido através do comprimento avaliado. O pico local é definido como a parte mais alta do perfil medido entre dois mínimos adjacentes e é somente medido se a distância vertical entre os picos adjacentes for maior ou igual a 10% de  $R_t$  do perfil, mostrado na **Figura 2.11**.



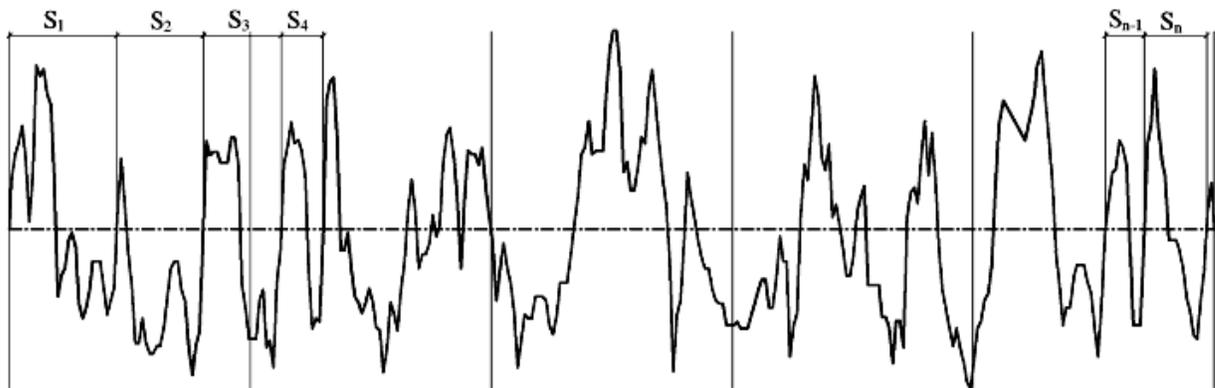
**Figura 2.11** – Cálculo do espaçamento médio dos picos locais adjacentes (Gadelmawla et al., 2002, modificado).

Este parâmetro pode ser calculado através da seguinte equação:

$$S = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^n S_i \quad \text{Equação 2.7 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

onde N é o número de picos locais ao longo do perfil.

O parâmetro denotado como “S<sub>m</sub>” é definido como o espaçamento médio entre os picos do perfil na linha média. O pico do perfil é o ponto mais alto do perfil entre o cruzamento acima e abaixo da linha média. Na **Figura 2.12** pode-se observar como é realizado a medida do espaçamento médio do parâmetro na linha média.



**Figura 2.12** – Cálculo do espaçamento médio na linha média, S<sub>m</sub> (Gadelmawla et al., 2002, modificado).

Este parâmetro pode ser calculado através **Equação 2.8**:

$$S_m = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^n S_i$$

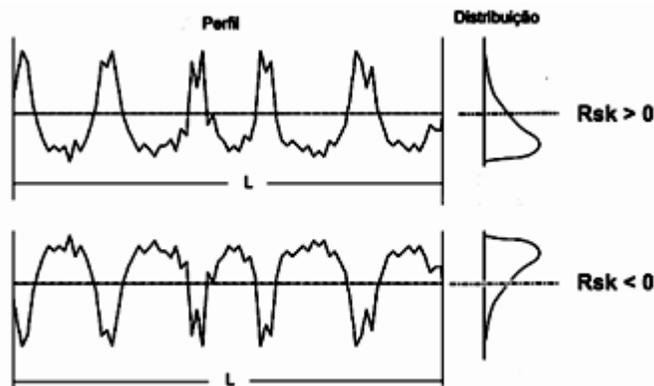
**Equação 2.8 (Gadelmawla et al., 2002).**

onde N é o número de picos do perfil na linha média.

A diferença entre os dois tipos de parâmetros de espaçamento médio, S e  $S_m$ , é que o primeiro (S) é medido no pico mais alto do perfil, enquanto o segundo parâmetro ( $S_m$ ) é medido na intersecção do perfil com a linha média.

### 2.5.3 Parâmetros híbridos

O coeficiente de simetria (do termo inglês *skewness*) de um perfil é matematicamente expresso pelo terceiro momento central da função probabilidade de distribuição das amplitudes das irregularidades de um perfil, medido sobre o comprimento avaliado. Este parâmetro ( $R_{sk}$ ) é utilizado para medir a simetria dos perfis sobre a linha média, e é sensível para vales profundos e picos altos. Se o parâmetro  $R_{sk}$  for negativo, as irregularidades da superfície têm a forma da distribuição distorcida para cima, ou seja, características de uma superfície com picos removidos ou vales profundos (sulcos). Superfícies com  $R_{sk}$  positivo são caracterizadas por vales preenchidos ou altos picos (ver **Figura 2.13**). Superfícies com  $R_{sk}$  negativo são menos suscetíveis ao desgaste (Carpinetti et al., 2000).



**Figura 2.13** – Definição de obliquidade ( $R_{sk}$ ) e curva de distribuição de amplitude (modificado Gadelmawla et al., 2002).

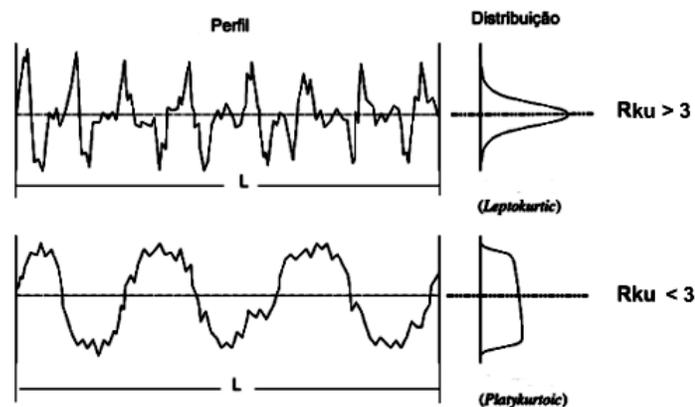
O coeficiente de simetria pode ser usado para se distinguir entre dois perfis tendo os mesmos valores de  $R_a$  ou  $R_q$ , mas com diferentes formas. O valor do parâmetro depende se a maior parte do material da amostra está acima (negativo *skewed*) ou abaixo (positivo *skewed*) da linha média (**Figura 2.13**). As fórmulas matemáticas e numéricas utilizadas para calcular a obliquidade de um perfil, que tem um número de pontos  $N$ , são as seguintes:

$$R_{sk} = \frac{1}{R_q^3} \int_{-\infty}^{\infty} y^3 p(y) dy \quad \text{Equação 2.9 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

$$R_{sk} = \frac{1}{NR_q^3} \left( \sum_{i=1}^N Y_i^3 \right) \quad \text{Equação 2.10 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

onde  $R_q$  é o parâmetro de rugosidade média quadrática e  $Y_i$  a altura do perfil no ponto de número “ $i$ ”.

Curtose ( $R_{ku}$ , do termo inglês *Kurtosis*) é matematicamente expresso pelo quarto momento central da função de probabilidade de distribuição das amplitudes das irregularidades de um perfil, medido sobre o comprimento avaliado. Ele é descrito como o afinamento ou achatamento da curva de probabilidade das amplitudes. Se  $R_{ku}$  for menor que três a curva de distribuição é dita como *platykurtic* e tem relativamente poucos picos altos e vales baixos. Se  $R_{ku}$  for maior que 3 a curva de distribuição é dita como *leptokurtic* e indica que as irregularidades superficiais são “pontagudas”, ou seja, mais suscetíveis ao desgaste prematuro do que superfícies não pontagudas, com valores de curtoses mais baixos (geralmente menores que 3). A **Figura 2.14** mostra exemplos de perfis para a definição dada acima.



**Figura 2.14** – Definição do parâmetro curtose ( $R_{ku}$ ) (modificado Gadelmawla et al., 2002).

A curtose do perfil pode ser também usada para diferenciar superfícies que possuem diferentes formas e valores de  $R_a$  iguais. Além disso, o parâmetro curtose ( $R_{ku}$ ) juntamente com o percentual do suporte do perfil ( $M_r$ ) a ser descrito mais adiante, e assimetria ( $R_{sk}$ ) são complementares e igualmente importantes para a caracterização de superfícies de deslizamento e de mancais (Carpinetti et al., 2000).

As fórmulas matemáticas e numéricas utilizadas para calcular a obliquidade de um perfil, que tem um número de pontos  $N$ , são as seguintes:

$$R_{ku} = \frac{1}{R_q^4} \int_{-\infty}^{\infty} y^4 p(y) dy \quad \text{Equação 2.11 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

$$R_{ku} = \frac{1}{NR_q^4} \left( \sum_{i=1}^N Y_i^4 \right) \quad \text{Equação 2.12 (Gadelmawla et al., 2002)}$$

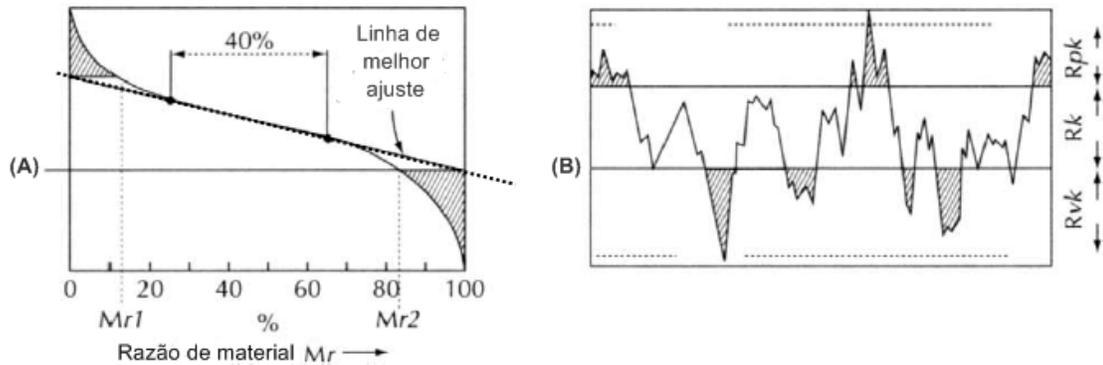
#### 2.5.4 Curva de Abbott

Em 1933, E.J. Abbott e F.A. Firestone tiveram a ideia de descrever quão útil uma superfície poderia ser quando usada como um apoio, e desenvolveram uma curva que descreve todas as propriedades de amplitude de uma superfície. Durante anos essa curva tem sido referida por diversos nomes como: curva de Abbott-Firestone, curva de Abbott, curva da razão de apoio, curva da área de contato e curva da razão de material (Whitehouse, 2002).

Abbott e Firestone descreveram a curva em três zonas do perfil da rugosidade: rugosidade do pico (P) que representa de 2% a 25% do comprimento de apoio; rugosidade do núcleo (M) de 25% a 75% e rugosidade do vale (V) de 75% a 98%. Um método de descrição da curva originada na indústria automobilística francesa define outras três zonas: zona de amaciamento que representa de 1% a 45% do comprimento de apoio, zona de operação de 15% a 75% e zona de lubrificação de 45% a 99% (Pawlus e Grabon, 2008).

As curvas de Abbott são geralmente utilizadas para quantificar fenômeno de desgaste tais como influência de lubrificante, materiais de apoio ou textura da superfície. Os parâmetros computados a partir destas curvas são definidos pela norma DIN 4776 substituída pela ISO 13565 (Bigerelle e Iost, 2007). Cinco parâmetros foram definidos:  $R_k$ ,  $R_{vk}$ ,  $R_{pk}$ ,  $M_{r1}$  e  $M_{r2}$ . Os três

primeiros parâmetros são expressos em micrometros, enquanto os dois últimos em porcentagem. Esses parâmetros, ilustrados na **Figura 2.15**, podem ser definidos como (Griffiths, 2001):

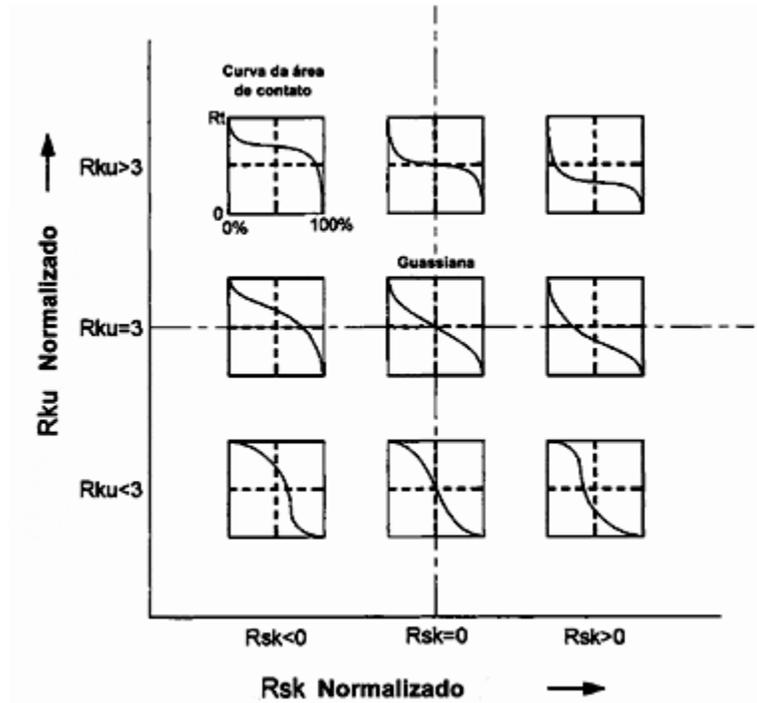


**Figura 2.15** - Parâmetros da curva de Abbott: (A) identificação de  $M_{r1}$  e  $M_{r2}$ ; (B) parâmetros  $R_k$ ,  $R_{vk}$  e  $R_{pk}$  (Whitehouse, 2002).

- ❖  $R_k$  = profundidade da rugosidade central. O parâmetro mede a altura da porção do material do núcleo da superfície, sendo representado como a altura entre a intersecção da reta secante à curva de menor inclinação com os eixos da curva de Abbott. O método de derivação é baseado numa linha que melhor se ajuste em 40% da porção central da curva. Este parâmetro caracteriza a porção da superfície que influenciará no desempenho e na vida do componente analisado.
- ❖  $R_{vk}$  = profundidade reduzida dos vales. O parâmetro é definido como a porção dos vales do perfil que estendem no material abaixo do perfil do núcleo. Ele caracteriza a capacidade de retenção de lubrificantes e detritos da superfície.
- ❖  $R_{pk}$  = altura reduzida dos picos. O parâmetro é definido como a altura da porção dos picos protuberantes acima da rugosidade central. Ele caracteriza a porção do topo da superfície que será desgastada rapidamente nos primeiros instantes do contato.
- ❖  $M_{r1}$  = porção de material determinada pela intersecção da linha que separa os picos protuberantes da rugosidade do perfil.
- ❖  $M_{r2}$  = porção de material determinada pela intersecção da linha que separa os vales mais profundos da rugosidade do perfil.

A **Figura 2.16** mostra como os parâmetros  $R_{sk}$  e  $R_{ku}$ , definidos anteriormente, se relacionam com a curva de Abbott. Como mostrado na figura, a forma da curva de Abbott muda

com o intervalo de curtose ( $R_{ku}$ ) e coeficiente de simetria ( $R_{sk}$ ), e com este intervalo pode-se ter uma ideia da forma idealizada da superfície. Como os eventos dos processos de manufatura são diferentes, suas formas de superfície serão diferentes, o que reflete na interação entre os coeficientes de simetria-curtose (Griffiths, 2001).



**Figura 2.16** – Formas da curva de Abbott de acordo com os valores do coeficiente de simetria e curtose (Griffiths, 2001).

Os parâmetros de rugosidade têm sido muito utilizados, pois com eles pode se prever o comportamento tribológico de uma superfície de engenharia, ligados aos problemas de contato, desgaste e lubrificação. Não só a medição direta dos parâmetros, mas a geração aleatória de rugosidade da superfície por meios numéricos traz vantagens. Por exemplo, a simulação de superfície forjada durante o processo de operação e funcionamento assegura a diminuição de custo e tempo de investimento experimental (Reizer, 2010).

## 2.6 Tensão Residual

Em geral, a tensão residual refere-se à distribuição de tensão presente em um sistema material, quando todos os limites externos do sistema estão livres de aplicação de tensão. Virtualmente qualquer filme fino ligado a um substrato ou qualquer lâmina individual dentro de um material de múltiplas camadas suporta um estado de tensão residual sobre uma escala de tamanho na ordem da sua espessura (Freund e Suresh, 2003).

A tensão residual também pode ser classificada como macro (Tipo I: se desenvolvem no corpo de um componente em uma escala maior do que o tamanho do grão do material) e microtensão (Tipo II: variam na escala de um grão individual; e Tipo III: existem dentro de um grão (algumas distâncias interatômicas), essencialmente, como um resultado da presença de discordâncias e outros defeitos cristalinos, sendo que ambas podem estar presentes em um componente (Rossini et al., 2012).

As tensões nos filmes são geralmente classificadas em duas grandes categorias. Uma categoria denominada tensões de crescimento (comumente chamada de tensões intrínsecas), que são aquelas distribuições de tensões presentes no imediato crescimento do filme no substrato ou nas camadas adjacentes. Estas tensões são fortemente dependentes dos materiais envolvidos, bem como da temperatura durante a deposição, do fluxo de crescimento e das condições da câmara de crescimento. Elas são influenciadas por crescimento de grão, incorporação de impurezas, transformação e precipitação de fase, retração dos vazios dos contornos de grãos, etc (Thornton e Hoffman, 1989; Freund e Suresh, 2003).

A segunda categoria de tensão do filme representa aquelas condições de tensão decorrentes de alterações no ambiente físico do material do filme após seu crescimento. Tais tensões induzidas externamente são comumente chamadas de tensões extrínsecas (ou tensões térmicas), e são influenciadas pela mudança de temperatura devido à diferença do coeficiente de expansão térmica entre o filme e o substrato, reações químicas, deformação plástica ou por fluência, etc. Em muitas aplicações as diferenças de temperaturas entre as condições de deposição e aplicação, ou associação com processos de recozimento com pós-deposição, podem resultar em tensões térmicas que excedem a resistência ao escoamento do filme e são capazes de fraturar até mesmo os revestimentos com fortes ligações com o substrato (Thornton e Hoffman, 1989; Freund e Suresh, 2003).

De acordo com Oettel e Wiedemann (1995), a tensão extrínseca ( $\sigma_{ext}$ ) pode ser calculada utilizando a **Equação 2.13**, onde  $\alpha_s$  e  $\alpha_f$  são os coeficientes de expansão térmica do substrato e

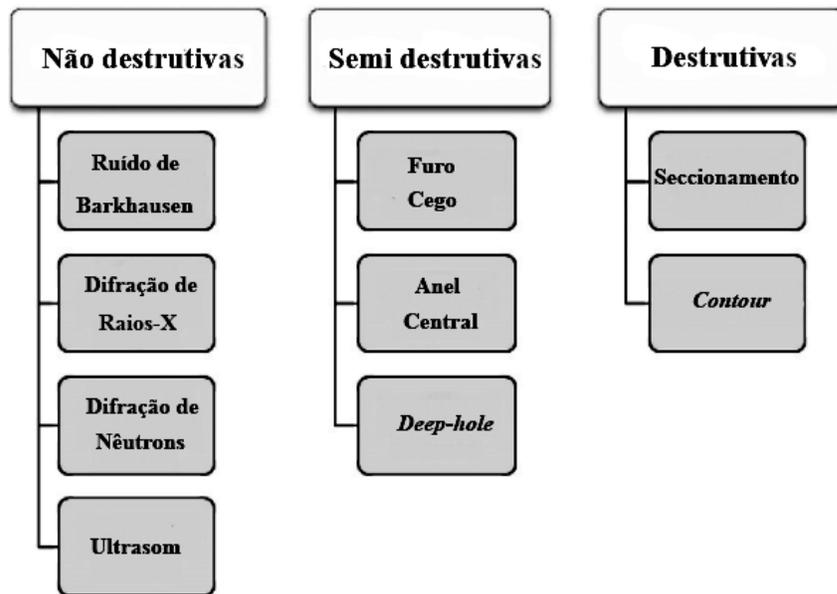
do revestimento, respectivamente. A temperatura de deposição e ambiente são respectivamente,  $T_d$  e  $T$ , sendo que  $E$  é o módulo de elasticidade e  $\nu$  é a relação de Poisson do material do revestimento.

$$\sigma_{ext} = -(\alpha_{substrato} - \alpha_{revestimento}) * (T_d - T) * \frac{E_{revestimento}}{(1 - \nu_{revestimento})} \quad \text{Equação 2.13 (Oettel e Wiedemann, 1995)}$$

Quanto às tensões residuais intrínsecas, os autores sugerem que estas sejam determinadas apenas pela transferência de energia específica das partículas de entrada para os átomos da superfície, calculada através do parâmetro  $E_T$  (**Equação 2.14**), onde  $E_T$  é a transferência de energia por átomo depositado,  $E_p$  é a energia da partícula na superfície,  $\phi_I$  o fluxo de íons e  $R_A$ , a taxa de deposição.

$$E_T = \frac{E_p * \phi_I}{R_A} \quad \text{Equação 2.14 (Oettel e Wiedemann, 1995)}$$

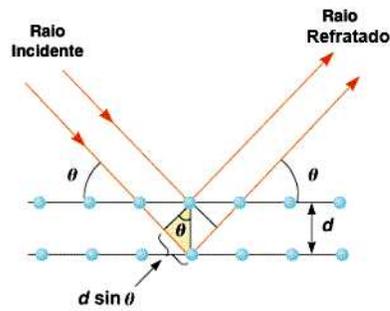
Para a medição de tensões residuais, geralmente é feita uma distinção entre técnicas não-destrutivas, semi destrutivas e destrutivas. Os métodos semi destrutivos e destrutivos se baseiam na alteração do estado de equilíbrio das tensões residuais causada por modificações geométricas, provocando alívio destas tensões no ponto ou na região de medição. Técnicas semi destrutivas são aquelas que introduzem algum dano na região medida da amostra ou do componente, porém não compromete sua integridade ou sua operação. As deformações causadas pelo alívio são medidas e, através de modelos matemáticos adequados, são determinadas as tensões residuais. Nestes dois tipos de métodos somente são analisadas as tensões residuais macroscópicas. Os métodos não-destrutivos são baseados nas variações de parâmetros físicos ou cristalográficos do material em análise, relacionados com as tensões residuais que provocam estas alterações. Estes métodos determinam de forma combinada todas as tensões residuais existentes no material, sejam elas microscópicas, sub-microscópicas ou macroscópicas, sem a possibilidade de distinção entre elas (Reis, 2012). A **Figura 2.17** mostra algumas das principais técnicas para medição de tensão residual.



**Figura 2.17** – Técnicas utilizadas na medição de tensão residual (Rossini et al., 2012).

Os métodos de determinação de tensões residuais por difração de raios-X (da sigla DRX) têm sido amplamente utilizados (Cunha, 2000; Anderoglu, 2004; Both, 2011; Martins, 2011; Denkena et al., 2013). Estes métodos revelam informações sobre as macro e microtensões presentes nos materiais, sendo que a tensão do tipo I é responsável pela variação da posição global do pico de difração, e a tipo II e III contribuem para o alargamento dos picos de difração (Maeder, 1986 apud Martins 2011).

Todas as técnicas aplicadas para determinar as tensões residuais consistem em medir as deformações e a partir delas obter as tensões, com base nas equações da mecânica dos meios contínuos. Na difração de raios-X, o método baseia-se na utilização da distância interplanar de uma família de planos cristalinos  $\{hkl\}$  como parâmetro de extensimetria, já que uma deformação de um cristal produz alteração na distância interplanar. Assim, os métodos de difração de determinação de tensão residual, basicamente, medem os ângulos em que a intensidade máxima difratada ocorre quando uma amostra cristalina é submetida a raios-X. A partir destes ângulos é possível obter o espaçamento interplanar dos planos de difração utilizando a lei de *Bragg* (ver **Figura 2.18**). Se as tensões residuais existem dentro da amostra, o espaçamento interplanar ( $d$ ) será diferente daquele de um estado sem tensão. Esta diferença é proporcional à magnitude da tensão residual (Anderoglu, 2004).



**Figura 2.18** – Representação da Lei de Bragg.

Para um conjunto de planos cristalinos com índices de Miller (hkl), a condição para se observar interferência construtiva é traduzida pela lei de *Bragg*:

$$2 \times d_{hkl} \times \text{sen } \theta = n\lambda \quad \text{Equação 2.15}$$

Sendo que

$d_{hkl}$  = distância interplanar;

$\theta$  = ângulo de Bragg;

$n = 1, 2, 3 \dots$  (sendo que  $n=1$  é o máximo de *Bragg*);

$\lambda$  = comprimento de onda da radiação X.

A deformação do cristal pode ser obtida determinando a posição dos picos de difração  $\theta$  e  $\theta_0$ , correspondentes ao material com e sem tensões, respectivamente. A deformação pode também ser obtida calculando a deformação convencional:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} = \frac{d - d_0}{d_0} = \frac{\text{sen } \theta_0}{\text{sen } \theta} - 1 \quad \text{Equação 2.16}$$

O valor da tensão pode ser calculado usando a expressão geral da lei de *Hooke*:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \times \varepsilon_{kl} \quad \text{Equação 2.17}$$

Onde,

$C_{ijkl}$  = tensor de rigidez de quarta ordem no sistema de coordenadas da amostra.

A partir de uma série de considerações e formulações matemáticas obtém-se a equação simplificada, utilizada como equação do método de  $\text{sen}^2\psi$ :

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{1+\nu}{E} \times \sigma_{\phi} \times \text{sen}^2\psi - \frac{\nu}{E} \times (\sigma_{11} - \sigma_{22}) \quad \text{Equação 2.18}$$

Derivando a equação de Bragg (**Equação 2.15**) e reestruturando a **Equação 2.18**, tem-se:

$$\frac{\Delta d}{d} = -\frac{\cot g \theta_0 \times (\Delta 2\theta)}{2} \quad \text{Equação 2.19}$$

$$\sigma_{\phi} = \left( \frac{-E \cot g \theta_0}{2(1+\nu) \times \text{sen}^2\psi} \right) \times \Delta 2\theta \quad \text{Equação 2.20}$$

$$\sigma_{\phi} = -K \times \Delta 2\theta \quad \text{Equação 2.21}$$

Onde,

$E$  = módulo de elasticidade do material da amostra;

$\nu$  = coeficiente de *Poisson* do material da amostra;

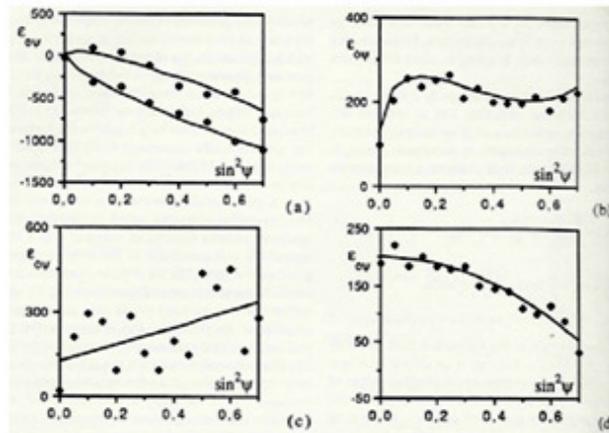
$\psi$  = ângulo que a normal à superfície da amostra faz com a bissetriz dos feixes incidentes e difratados;

$K$  = constante de tensão

$2\theta$  = ângulo do detector relativo à direção que teria o feixe de raios-X transmitido ( $\theta$  correspondente ao ângulo de *Bragg*);

A partir destas equações nota-se que o uso da DRX é influenciada pela precisão da medida dos ângulos de difração, pelo tamanho de grão, pela textura cristalográfica e pelos gradientes de tensão ou textura, e que apenas medidas superficiais são possíveis já que a penetração do feixe de raios-X é baixa (até algumas dezenas de micrometros). Pela **Equação 2.19** pode-se perceber que a precisão dos resultados será tanto maior quanto menor for o valor do termo  $\cot g \theta_0$  (Anderoglu, 2004; Martins, 2011). Os outros parâmetros influenciam no

comportamento da curva  $\epsilon\phi\psi = f(\sin^2\psi)$ , o que pode resultar em um comportamento não-linear, como mostrado na **Figura 2.19**. Isto porque, ao utilizar a técnica de DRX, obtêm-se os valores dos ângulos  $\theta$  e  $\psi$  e com estes valores plotados é possível calcular o valor da tensão residual, a partir dos termos da reta obtida por regressão linear.

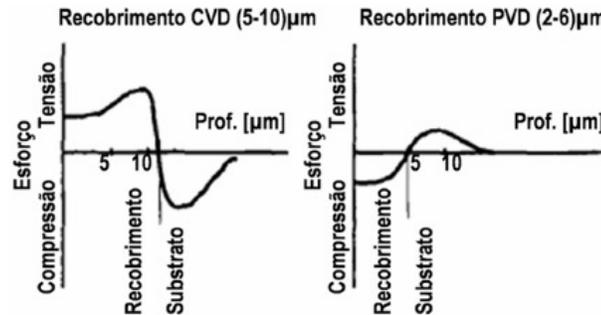


**Figura 2.19** – Exemplos de curvas  $\epsilon\phi\psi = f(\sin^2\psi)$  para um material: (a) isotrópico (estado triaxial de tensões); (b) texturizado; (c) de grão grosso; (d) com fortes gradientes de tensão ou composição química (Lu, 1996).

De acordo com Klocke e Krieg (1999), as tensões residuais nas zonas de superfície e subsuperfície das ferramentas revestidas determinam sua resistência aos esforços mecânicos, especialmente às cargas descontínuas. Ainda de acordo com os autores, os revestimentos depositados pelo processo CVD exibem tensão de tração, enquanto os revestimentos obtidos por PVD exibem tensão compressiva, como mostrado na **Figura 2.20**. As características compressivas da tensão residual nos recobrimentos depositados por PVD, em combinação com a espessura geralmente fina do recobrimento (2-5  $\mu\text{m}$ ), se traduzem em boa resistência, tenacidade a fratura e resistência à flexão da aresta de corte. Em relação aos valores de tensão residual de alguns revestimentos depositados pelo processo CVD, nos recobrimentos CVD- $\text{Al}_2\text{O}_3$  geralmente são induzidas tensões menores do que nos recobrimentos CVD-Ti(C,N) e CVD-TiN.

As tensões residuais têm um impacto significativo sobre a adesão de um revestimento no substrato da ferramenta. Tem sido mostrado que tensões de compressão podem auxiliar a adesão do filme, visto que elas prejudicam a propagação de trincas. No entanto, tem sido relatado que altas tensões de compressão levam o revestimento à delaminação espontânea. A fim de conseguir melhor adesão do filme, é necessário conhecimento em relação à tensão residual nos substratos e

revestimentos, bem como em relação a sua influência sobre o desgaste da ferramenta (Uhlmann et al., 2010).



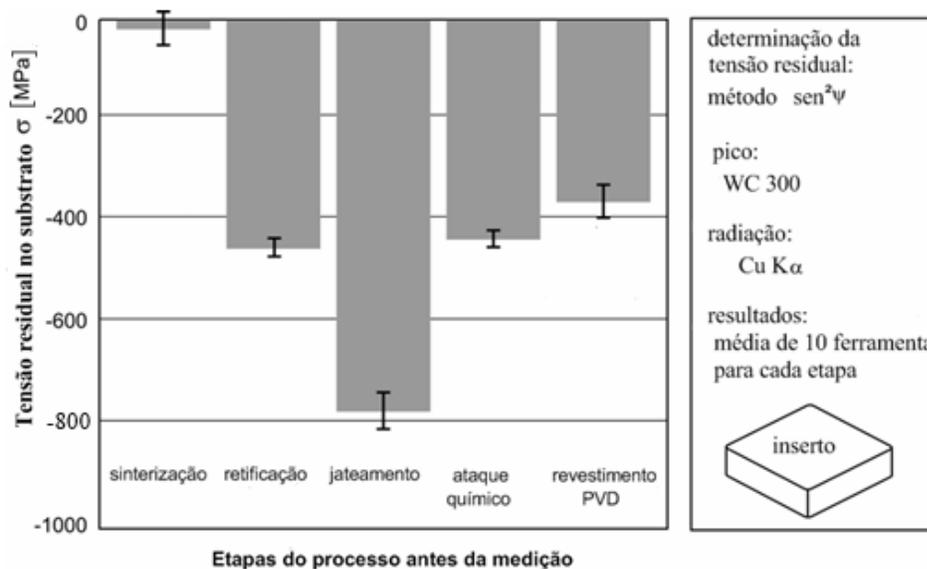
**Figura 2.20** – Distribuição das tensões de superfície em ferramentas revestidas pelos processos CVD e PVD (Klocke e Krieg, 1999).

Uhlmann et al. (2010) avaliaram a tensão residual de duas classes de metal duro (com 6% e 10% de cobalto) antes e depois da deposição de revestimento de diamante CVD nanocristalino. Os resultados mostraram que os insertos com 10% Co exibiram tensão residual trativa, e aqueles com 6% Co tensão compressiva. Quando estas ferramentas revestidas foram utilizadas no processo de torneamento externo de duas ligas de alumínio ( $G-AlSi_{17}Cu_4Mg$  e  $G-AlSi_9Cu_4Mg$ ), a ferramenta com substrato com 6% Co obteve maior vida útil do que a ferramenta com substrato com 10% Co. Os autores concluíram que tensão residual compressiva em ferramentas revestidas de diamante pelo processo CVD gera uma melhor adesão do filme e, com isso, faz com que a ferramenta alcance maior vida útil. Os autores ainda sugerem que para alcançar maior tensão residual compressiva, um tratamento posterior ao processo de revestimento das ferramentas deveria ser realizado, o que poderia ser um jateamento de partículas abrasivas ou talvez usinagem com fluxo abrasivo.

Dobrzanski et al. (2009) compararam a tensão residual de revestimentos pelo processo PVD e CVD em ferramentas cerâmicas a base de óxidos e nitretos, medida pela difração de raios-X, em relação à dureza e adesão. Para a medição de tensão residual, os autores se basearam no método clássico do  $\sin^2 \Psi$  e a adesão foi avaliada pelo teste de riscamento. Os autores concluíram que as amostras revestidas com tensão residual compressiva têm maior microdureza, enquanto as tensões residuais trativas aparecem em amostras com menor microdureza. Quanto à adesão, a

menor carga de força adesiva aparece em amostras com maiores tensões residuais de tração, enquanto que a carga mais elevada apareceu em amostras com tensões residuais compressivas.

A tensão residual da ferramenta revestida é a causa de danos coesivos. Uma série de investigações sobre tensões residuais no substrato, assim como as dos revestimentos, confirma esta suposição, mas uma estratégia final para a prevenção de danos coesivos ainda tem que ser encontrada. Investigações extensivas ao longo da cadeia de produção de ferramentas de metal duro documentaram o estado de tensão residual do substrato depois de cada passo do processo, conforme mostrado na **Figura 2.21**. Enquanto as ferramentas após a sinterização estão quase livres de tensão residual, o processo de retificação traz tensão de compressão de cerca de -500 MPa na subsuperfície. Isto é ainda mais intensificado pelo processo de jateamento que alcança valores de aproximadamente -800 MPa. Com o processo de ataque químico há novamente a redução da tensão para aqueles valores antes do jateamento. Já com o processo de revestimento a tensão residual é reduzida para aproximadamente -400 MPa. Esta redução adicional pode ter duas razões possíveis: a temperatura durante o revestimento de PVD pode levar a uma diminuição da tensão de compressão, como relatado em investigações anteriores que demonstraram as condições de resfriamento após o processo reduzem ou mesmo eliminam as tensões residuais. Uma segunda possibilidade é a de que uma tensão compressiva muito forte do revestimento pode causar uma forma de efeito de travamento, o que alivia o estado de tensão do substrato (Denkena, Breidenstein e Gerdes, 2008).



**Figura 2.21** – Geração de tensão residual durante a cadeia de produção (Denkena, Breidenstein e Gerdes, 2008).

## 2.7 Modificação da textura

As modificações que podem ser incorporadas à superfície dos materiais são classificadas basicamente em dois tipos: com formação de interfaces (recobrimentos por filmes) e sem formação de interface (modificações de superfícies por tratamentos térmicos, químicos, termoquímicos, eletroquímicos, plasmas, implantação de íons). Esta interface pode ser definida como uma região na estrutura dos materiais onde ocorrem mudanças das propriedades físicas, químicas e estruturais (Burakowski e Wierzchon, 1998; Furtado, 2007). Mudanças nas propriedades físicas de uma superfície podem ser feitas alterando sua rugosidade e dureza. A rugosidade da superfície pode ser usada para propiciar maior ligação mecânica entre as superfícies de contato, sendo que a obtenção desta rugosidade pode ser alcançada pelo processo de jato de areia, abrasão mecânica, ataque químico (contorno de grão, orientação cristalográfica, fase), ataque eletroquímico, texturização por pulverização catódica, etc (Bunshah, 1994).

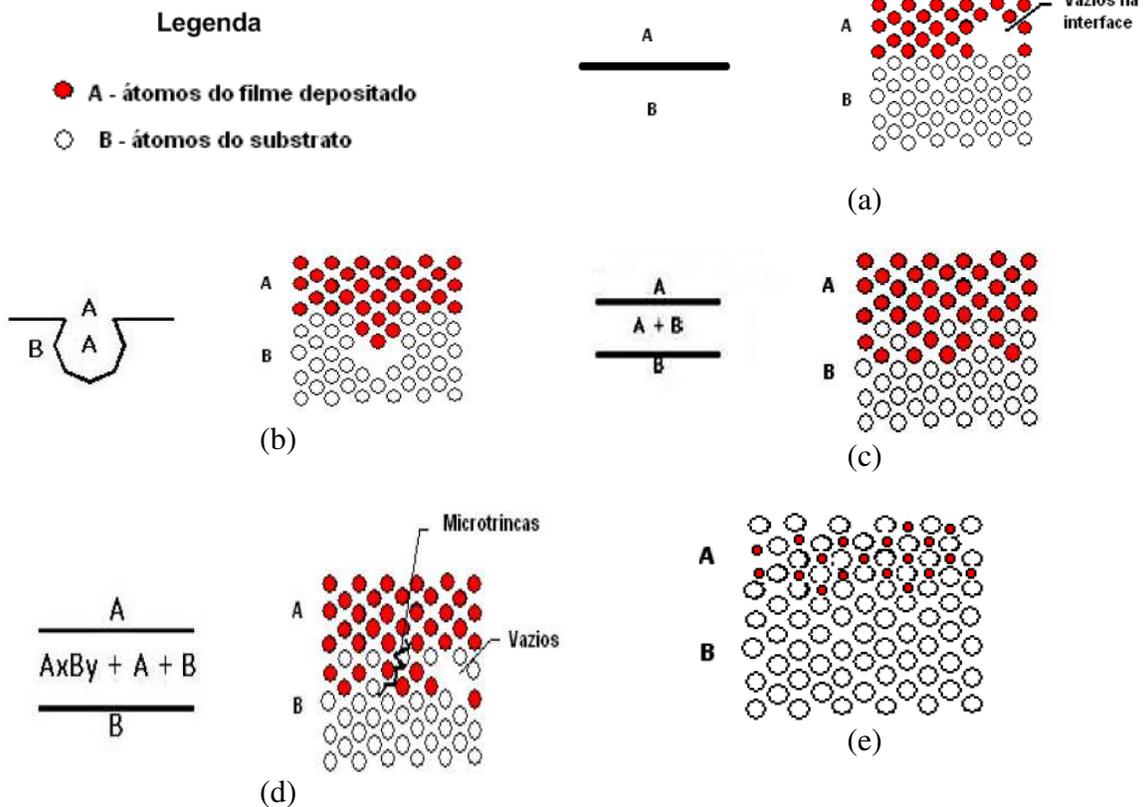
A deposição de filme pode gerar difusão e fazer com que haja reação do filme com o substrato para formar uma “região interfacial”. O material na região interfacial é chamado de material de interface e suas propriedades são importantes para a adesão, propriedades elétricas e eletrônicas do sistema filme-substrato. Estas interfaces formadas entre o substrato e o revestimento (ver **Figura 2.22**) podem ser classificadas em (Bunshah, 1994; Mattox, 1998):

- ❖ **Interface abrupta:** caracterizada por uma transição brusca do filme para o substrato em uma distância da ordem do espaçamento atômico com mudanças bruscas nas propriedades do material. Este tipo de interface é formada quando não existe difusão e geralmente significa fraca reação química entre os átomos depositados e o substrato, uma baixa temperatura de deposição, contaminação da superfície ou nenhuma solubilidade entre o filme e o material do substrato. Devido à falta de reação e ao método de crescimento do filme, vazios interfaciais podem ser formados na interface abrupta resultando em adesão pobre.
- ❖ **Interface por travamento mecânico:** interface abrupta sobre uma superfície rugosa. As superfícies podem ser rugosas para aumentar o grau de travamento mecânico, sendo que a adesão desta estrutura pode ser limitada pelas propriedades

de deformação dos materiais envolvidos. Se as reentrâncias da rugosidade não são “preenchidas”, a adesão será baixa devido à falta de contato e vazios interfaciais.

- ❖ **Interface de difusão:** caracterizada por uma mudança gradual na composição em toda a região interfacial com nenhuma formação de composto. A interface de difusão é formada quando há solubilidade sólida mútua entre o material do filme e do substrato, e a temperatura e o tempo são suficientes para permitir que a difusão ocorra. Este tipo de sistema interfacial é frequentemente encontrado em sistemas metálicos.
- ❖ **Interface composta:** difusão, juntamente com a reação química, forma uma região interfacial composta. Os compostos formados são muitas vezes quebradiços e altas tensões são frequentemente introduzidas devido às variações volumétricas envolvidos na formação da(s) nova(s) fase(s). Às vezes, essas tensões são aliviadas por microfissuras na região interfacial, o que enfraquece o material da interface. A interface do composto é geralmente conduzida a uma boa aderência, mas se a região de reação é muito espessa, o desenvolvimento de porosidade e a formação de compostos quebradiços microfissurados podem levar à adesão fraca.
- ❖ **Interface pseudo-difusão:** em processos de deposição, uma interface com composição e propriedades graduadas pode ser formada pelo nivelamento da deposição de um material depositado em relação ao outro. Isto produz uma interface graduada semelhante à interface de difusão e é chamado uma interface pseudo-difusão. Esta interface pseudo-difusão pode ser formada entre materiais insolúveis, a baixas temperaturas em que as fases não se separam.

Recentemente a interface por travamento mecânico tem sido almejada nas ferramentas de corte, e por isso tem se pesquisado as possibilidades para modificar a textura do substrato, buscando melhor adesão dos revestimentos. Neste item serão apresentados estudos de alguns pesquisadores que buscaram modificar a textura do substrato para conseguir boa adesão, utilizando processos tais como jateamento, preparação metalográfica e laser.



**Figura 2.22** – Tipos de interfaces entre filme e o substrato: (a) interface abrupta, (b) interface com travamento mecânico, (c) interface de difusão, (d) interface composta, (e) interface pseudo-difusão (Vieira, 2000 apud Furtado, 2007).

### 2.7.1 Processo de Jateamento

O processo de retificação nas ferramentas de corte tem como objetivo definir a geometria da ferramenta, mas devido às cargas mecânica e térmica desenvolvidas durante o processo, a topografia e a integridade superficial das ferramentas são influenciadas. Como a adesão do revestimento depende da superfície e da subsuperfície do substrato, os efeitos do processo de retificação e de um pré-tratamento da superfície, tais como jateamento com micropartículas e erosão com água, são importantes na resistência à adesão (Tönshoff et al., 1999).

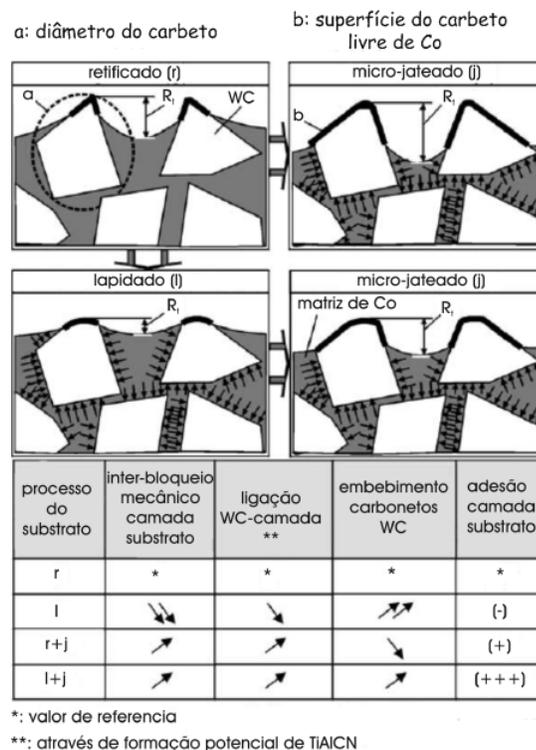
O processo de jateamento com micropartículas tem sido geralmente usado em substratos de metal duro para reduzir os picos maiores de rugosidade e para remover o material de ligação

(cobalto) a partir da superfície a ser revestida. Devido ao fato do cobalto ser mais dúctil em comparação aos grãos de carbeto de tungstênio (WC) e de titânio e tântalo (TiC-TaC), durante o jateamento com micropartículas, o cobalto é removido da superfície a ser revestida, os picos de rugosidade elevados são reduzidos, principalmente devido à remoção dos grãos de carbeto e os novos picos revelados, numerosos e menores que contribuem para uma melhoria de adesão substrato-revestimento (Bouzakis et al., 2001). Já o pós-tratamento de jateamento (jateamento após o processo de deposição do filme) com micropartículas em ferramentas revestidos por PVD é aplicado na indústria como um método eficaz para melhorar o desempenho das ferramentas revestidas e dos elementos de máquina. Com este processo pode-se conseguir melhores características tribológicas das superfícies revestidas. Além disso, tensões residuais de compressão são induzidas na estrutura do filme, conduzindo a uma melhora nas propriedades de dureza e de resistência do revestimento. Mas para alcançar tais benefícios alguns parâmetros do microjateamento têm um efeito decisivo sobre o desempenho da ferramenta de corte revestida, como por exemplo, a pressão e o tempo (Bouzakis et al., 2011).

Tönshoff et al. (1999) estudaram o desempenho de brocas interiças de metal duro, revestidas pelo processo PVD na usinagem do aço Ck45, sem fluido de corte, submetidas ao processo de jateamento com micropartículas e erosão com água, comparado com brocas apenas retificadas sem pós-tratamento. Eles concluíram que as brocas tratadas com retificação e microjateamento apresentaram uma menor taxa de desgaste de flanco, assim como um desgaste mais homogêneo. Fortes deformações plásticas durante o processo levam a um alto estado de tensão compressiva na subsuperfície do carbeto, que aperfeiçoa a resistência da interface, o que se consegue com tratamentos de superfície como erosão com água e jateamento com micropartículas. Se o tamanho de grão do abrasivo for maior do que o tamanho dos carbonetos, são induzidas deformações plásticas severas na subsuperfície. Se o tamanho do grão do abrasivo for menor do que o tamanho de grão dos carbonetos, acrescenta-se o efeito abrasivo do microjateamento e reduz-se a deformação plástica das camadas subsuperficiais, conduzindo a um nível de tensões similar àquele no estado retificado, mas muito mais homogêneo. Já a erosão com jato de água mostra ainda maior efeito abrasivo se comparada com o microjateamento, e seu efeito benéfico na resistência à adesão é maior em baixas pressões de aplicação.

Bouzakis et al. (2005a) avaliaram o desempenho de insertos de metal duro, com substratos tratados por microjateamento e polimento (e suas combinações), posteriormente revestidos por

TiAlCN, usando o processo de fresamento, investigando também a rugosidade e a adesão do filme. Em relação à rugosidade, os autores tiveram suas conclusões baseadas nos parâmetros  $R_t$  e  $S_m$ . Nos insertos retificados e jateados, a exposição dos carbeto de metal duro foi intensa quando jateados na pressão de 0,5 MPa. Os autores observaram que se a rugosidade  $R_t$  fosse maior que o raio médio dos carbeto de tungstênio, o ancoramento destes na matriz de cobalto diminuía e uma falha adesiva do revestimento durante a usinagem era provável. Com a mesma pressão, o microjateamento nas pastilhas polidas expôs os carbeto sem prejudicar sua retenção pelo cobalto, e a rugosidade  $R_t$  obtida foi menor do que o raio médio dos carbeto. Já o parâmetro  $S_m$  foi diminuído pelo microjateamento, nas condições do substrato retificado e polido, resultando num melhor interbloqueio mecânico entre o substrato e o revestimento. Como mostrado na **Figura 2.23**, depois do processo de polimento, os vértices dos carbeto estavam arredondados e a superfície livre de cobalto nos carbeto era menor, prejudicando assim a aderência da camada. A diminuição da rugosidade  $R_t$  e o aumento de  $R_{sm}$  produzem um menor interbloqueio mecânico, piorando a aderência do recobrimento. Em comparação com os substratos retificados, a menor rugosidade  $R_t$  indica que os carbeto estão mais bem embebidos na matriz de cobalto.



**Figura 2.23** – Efeitos do microjateamento e do polimento na estrutura superficial do metal duro e na adesão do revestimento (Bouzakis et al., 2005a).

Para avaliar a adesão do revestimento, os autores utilizaram o teste de impacto inclinado, nos insertos retificados, polidos e microjateados revestidos com o mesmo filme PVD. Os insertos revestidos, cujos substratos foram submetidos ao microjateamento, resistiram mais eficazmente às cargas aplicadas e tiveram o menor aumento da razão da área de falha do revestimento. Os substratos microjateados e polidos revestidos exibiram a maior resistência ao desgaste. Já a remoção do revestimento de baixa adesão do inserto polido gerou a mais intensa propagação de fratura devido ao restrito interbloqueio mecânico entre substrato e revestimento. Nos ensaios de fresamento, tendo como parâmetro de fim de vida útil da ferramenta um desgaste de flanco de 200 micrometros, a ferramenta com substrato polido e microjateado, alcançou maior vida, seguido pela ferramenta retificada e microjateada e, por último pela retificada e polida, o que coincide com os resultados de adesão do revestimento.

### **2.7.2 Efeitos químicos**

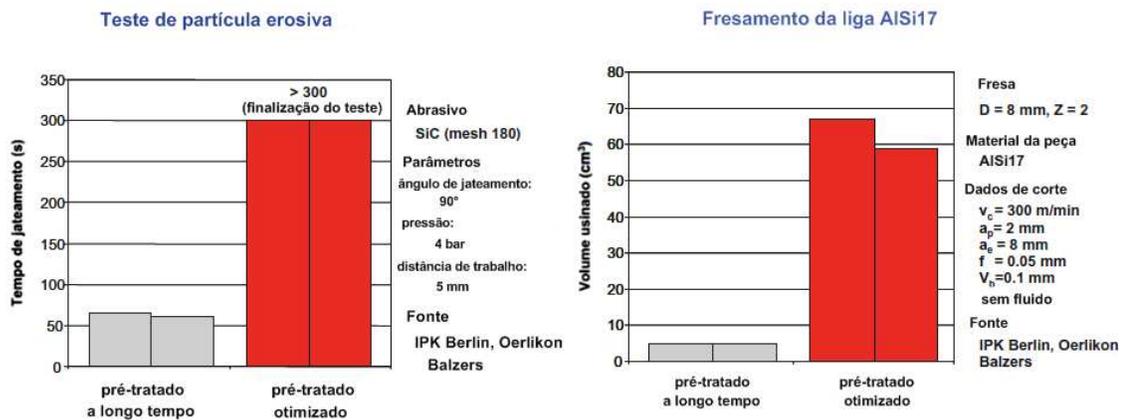
Metais duros com 3 a 13% em peso do aglomerante cobalto proporcionam resistência à fratura elevada e são os materiais de substratos mais comuns em ferramentas revestidas utilizadas para aplicações de usinagem sem fluido de corte. No entanto, quando diamante é depositado sobre estes substratos, há a formação de uma camada de grafite na interface, que degrada a adesão do revestimento e impede a nucleação do diamante (Gomez et al., 2012). Isto porque, de acordo com o diagrama de fase do sistema de Co-C, em temperaturas típicas de deposição de diamante em CVD (700 a 1000 °C), o carbono é solúvel no cobalto até 0,2-0,3% em peso. Durante as fases iniciais do processo de CVD, o WC-Co é exposto a uma atmosfera rica em radical de hidrocarboneto e espécies de carbono podem difundir-se rapidamente na maior parte da fase ligante até que a solubilidade de carbono é excedida. Por ser o cobalto um metal de transição com o subnível 3d parcialmente preenchido, ele atua como um catalisador para a formação de grafite (Polini, 2006). Por isso, esforços têm sido feitos para evitar o efeito adverso de cobalto e para melhorar a adesão de filmes de diamante sobre os substratos metálicos rígidos, os quais incluem: o ataque químico para remover o cobalto da superfície, o uso de baixo teor de Co em

substrato de metal duro, a aplicação de intercamadas, modificação da superfície por tratamento térmico, corrosão por plasma, etc (Lu et al., 2006).

Gomez et al. (2012) estudaram os efeitos de diferentes superfícies pré-tratadas na adesão e desempenho de insertos de WC-Co revestidos com diamante utilizando o processo CVD, no processo de torneamento em ligas de alumínio com alto teor de silício, sem fluido de corte. Os autores utilizaram quatro métodos para modificar a superfície do substrato: os insertos foram submetidos ao ataque químico com Murakami e submersos por 60 segundos em uma solução de 10% HNO<sub>3</sub> + 90% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (método E-1); ataque químico com Murakami e submersos por 60 segundos em uma solução contendo 3 ml de H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> e 88 ml de H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (método E-2); substratos com uma camada inicial de 1,5µm de CrN (método I-1) e uma camada de 1,5µm de Cr (método I-2). Os insertos submetidas aos métodos E-1 e E-2 tiveram um melhor comportamento e falharam em níveis mais baixos de desgaste de flanco (VB) e maiores tempos de corte, 0,3 mm em 293 s de tempo de corte e 0,34 mm em 104 s, respectivamente. Embora a amostra E-1, apresentasse valores mais elevados de comprimento de trincas após o teste de indentação Rockwell em cargas de 100 e 150 Kg, ela exibiu o melhor desempenho de usinagem. Estes dados confirmaram que as pastilhas de torneamento revestidas de diamantes feitas com o método de pré-tratamento E-1 foram mais eficazes e demonstraram melhor desempenho sob condições de usinagem sem fluido de corte.

Sommer, Haubner e Lux (2000) estudaram a influência da deposição de cobre produzido por cementação a partir de soluções aquosas de CuSO<sub>4</sub>, na adesão de revestimentos de diamante em metal duro. Insertos de metal duro (94% WC 5,5% Co 0,5% TaC) foram utilizados, e para obter deposição homogênea de Cu, a duração da cementação e a concentração da solução CuSO<sub>4</sub> foram variadas. Com o estudo os autores obtiveram três vantagens com o pré-tratamento: aumento da adesão do diamante no substrato pré-tratado com Cu em comparação com os substratos não tratados; o pré-tratamento é simples e reprodutível; e o cobre não forma intercamada separada, esta é dissolvida na fase ligante do substrato.

Haubner e Kalss (2012) apresentaram uma série de resultados de trabalhos que buscaram modificar o substrato de metal duro revestido por diamante, para melhorar a vida da ferramenta em aplicações industriais, dentre eles os resultados obtidos pela empresa Oerlikon Balzers, na pesquisa para aperfeiçoar o ataque químico (**Figura 2.24**).



**Figura 2.24** – Testes de adesão e fresamento em ferramentas de metal duro revestidas por diamante depois do pré-tratamento de ataque químico (modificado Haubner e Kalss, 2012).

Neste trabalho os autores relataram que o método de ataque químico mais sofisticado para tratar o substrato de metal duro é a solução de Murakami (usada para atacar o WC) e o ácido Caro ( $H_2SO_4$  com  $H_2O_2$ , usado para atacar o cobalto restante). Isso porque a nucleação do diamante é favorecida pela rugosidade de superfície e a adesão e os testes de usinagem alcançam bons resultados quando se aperfeiçoa o procedimento do ataque químico.

### 2.7.3 Efeitos térmicos

Singh (1996) patenteou um método para melhorar a adesão em filmes finos ou revestimentos em substratos, particularmente adesão de filmes finos de diamante, TiN ou zircônia estabilizada com itria, em substratos para uso em ferramentas de corte revestidas, revestimentos resistentes ao desgaste, à corrosão, barreira térmica e outras aplicações. O método produziu uma melhora de interface entre o material do substrato e a adesão do filme devido ao uso de técnicas iniciais de preparação da superfície. O método consistiu em três passos: tratar a superfície usando técnicas de laser para aumentar a rugosidade e área da superfície; submeter a superfície modificada a limpeza ou ataque químico com HCl para remover contaminantes, inibidores de adesão ou agentes grafitizantes; e por fim depositar o filme fino usando as técnicas PVD ou CVD. O autor utilizou o método para modificar o substrato de 10% Co/WC, depositou filme de diamante pelo processo CVD e fez testes de usinagem com as ligas Al6061 e compósito de

matriz metálica de TiAl gama de dureza maior que a Al6061, utilizando substratos sem revestimento, e com revestimento, com e sem modificação do substrato pelo método proposto. Os resultados mostraram que a ferramenta com o substrato modificado usinando o compósito, não apresentou alto desgaste, delaminação ou fratura, se comparadas com as outras ferramentas que apresentaram pobre adesão, delaminação significativa, alta taxa de desgaste ou falha da ferramenta.

A partir deste método, vários pesquisadores têm realizado trabalhos com a intenção de melhorar a adesão dos revestimentos em vários substratos, utilizando diversos tipos de revestimentos, para aumentar a vida útil da ferramenta, comparando com outros processos de modificação de substrato. Muitos pesquisadores obtiveram bons resultados, mas outros chegaram à conclusão que, para determinados processos, ainda é viável utilizar os substratos convencionalmente preparados. Mesmo assim, existem várias pesquisas utilizando o laser, pois se acredita que o processo é um revestimento em longo prazo e que pode ser útil no futuro. A seguir, serão listados uma série de trabalhos que utilizaram tratamento a laser no substrato e que tiveram resultados superiores e ou no mínimo iguais, quando comparados com aqueles obtidos com ferramentas tratadas convencionalmente.

Neves, Diniz e Lima (2006) utilizaram a técnica de texturização a laser em substratos de brocas de aço rápido M2, posteriormente revestidas por TiN pelo processo PVD. Nos testes de furação de aço AISI 304, com velocidade de corte de 33 m/min, as brocas com processo laser mostraram vidas dez vezes maiores do que aquelas recobertas sem o pré-processo laser. Um dos motivos do aumento de vida útil das brocas foi o melhoramento da adesão do revestimento devido à modificação da topografia superficial promovida pelo tratamento laser, pois possivelmente, a complexa superfície resultante interrompe o fluxo das tensões cisalhantes na interface, melhorando a resistência à delaminação do recobrimento TiN.

Ladário (2009) investigou o desempenho de brocas de aço rápido sem e com texturização a laser, na usinagem de aço carbono (ASTM36) e aço inoxidável austenítico (AISI 304). No estudo foram utilizadas sete potências do feixe laser (0.5, 1, 2, 3, 4, 5 e 6 W) para a texturização das brocas, que foram posteriormente revestidas por TiN utilizando o processo PVD. Para analisar a microdureza, a rugosidade e a adesão (utilizando o ensaio de dureza Rockwell C) foram produzidos corpos de prova texturizados e convencionalmente preparados (jateamento, limpeza, revestimento). No teste de indentação o grupo de corpos de prova sem texturização e texturizados

a 0,5 e 1 W tiveram os maiores comprimentos de trinca; e o grupo texturizados a 4, 5 e 6 W os menores comprimentos de trinca. De forma contrária, na medição de rugosidade o primeiro grupo obteve menores valores de  $R_a$  ( $< 0,1\mu\text{m}$ ) e  $R_z$  ( $< 0,7\mu\text{m}$ ), e o segundo grupo valores maiores ( $R_a \sim 0,5 \mu\text{m}$  e  $R_z \sim 3 \mu\text{m}$ ). Nos ensaios de usinagem realizados no aço carbono, a broca texturizada a 1 W usinou o maior número de furos (1680) antes do desgaste de flanco VB atingir o valor de 0,3 mm, e a broca convencional alcançou o menor (1200 furos). Quando o grupo de brocas foi testado na usinagem do aço inoxidável, as brocas sem texturização e texturizadas a 6 W apresentaram a menor vida útil (60 furos) e as brocas texturizadas a 1 e 4 W as maiores vidas (190 e 240 furos, respectivamente). O autor do trabalho concluiu que seria viável realizar o processo de texturização a laser com potência média de 1 W, para o processo de furação tanto do aço carbono quanto do aço inoxidável, pois aumenta a produtividade e contribui para minimizar o impacto ambiental, já que o subproduto do processo é um fino pó captável por aspiração.

Arroyo (2009) explorou a efetividade da texturização a laser como método alternativo ao jateamento na preparação pré-recobrimento da superfície do substrato. Para o estudo o autor realizou uma série de experimentos à procura dos parâmetros do laser que fornecessem a melhor adesão do revestimento (avaliada pelo teste de indentação Rockwell), e em seguida realizou o teste de usinagem. As ferramentas selecionadas para o estudo foram duas classes de metal duro revestidas com  $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$  pelo processo MT-CVD, testadas pelo processo de fresamento em aço para molde VP20-ISO, utilizando profundidade de corte axial  $a_p = 1 \text{ mm}$ , profundidade de corte radial  $a_e = 16 \text{ mm}$ , avanço por dente  $f_z = 0,35 \text{ mm}$ , e velocidades de corte de 200 e 250 m/min. Ao final do estudo, a vida das ferramentas tratadas com os ótimos parâmetros laser foi estatisticamente igual à das arestas comerciais microjateadas. Para o autor, isto significa que a texturização a laser pode efetivamente ser considerada como um processo alternativo ao microjateamento na engenharia de superfície pré-revestimento de metal duro, pelo menos para as duas velocidades de corte e os outros parâmetros de usinagem utilizados no trabalho.

Viana (2009) realizou ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular classe 450, com o objetivo de comparar o desempenho de insertos de metal duro revestidos de  $\text{TiAlN}$ -Futura®,  $\text{AlCrN}$ -Alcrona® e  $\text{AlCrN}$ -Hélica®. O autor realizou ensaios de indentação Rockwell e risco com carga progressiva para avaliar qualitativa e quantitativamente a adesividade dos revestimentos depositados sobre as ferramentas tratadas por jateamento e laser; e ensaios de desgaste, para avaliar o comportamento dos revestimentos. As condições de corte utilizadas nos

ensaios de vida útil das ferramentas foram  $v_c = 150$  e  $300$  m/min,  $f_z = 0,1$  e  $0,3$  mm/volta,  $a_p = 1$  e  $2$  mm e  $a_e = 67$  mm; e o critério de fim de vida foi  $VB_{Bm\acute{a}x} = 0,6$  mm. Nos ensaios de vida, utilizando fresamento frontal, as ferramentas com textura laser mostraram o melhor desempenho, apresentando em média maiores volumes de material removido, e os revestimentos TiAlN-Futura e AlCrN-Hélica foram os mais eficientes. Através do ensaio de indentação Rockwell, o autor concluiu que os insertos modificados por laser apresentaram uma melhora na adesividade, sendo que o TiAlN-Futura foi o revestimento com menores áreas de delaminação, tanto para as ferramentas jateadas quanto para as ferramentas com textura laser. Nos ensaios de microabrasão por esfera livre, para avaliar a resistência ao desgaste abrasivo, o revestimento AlCrN-Hélica mostrou maior resistência seguido pelo TiAlN-Futura e AlCrN-Alcrona.

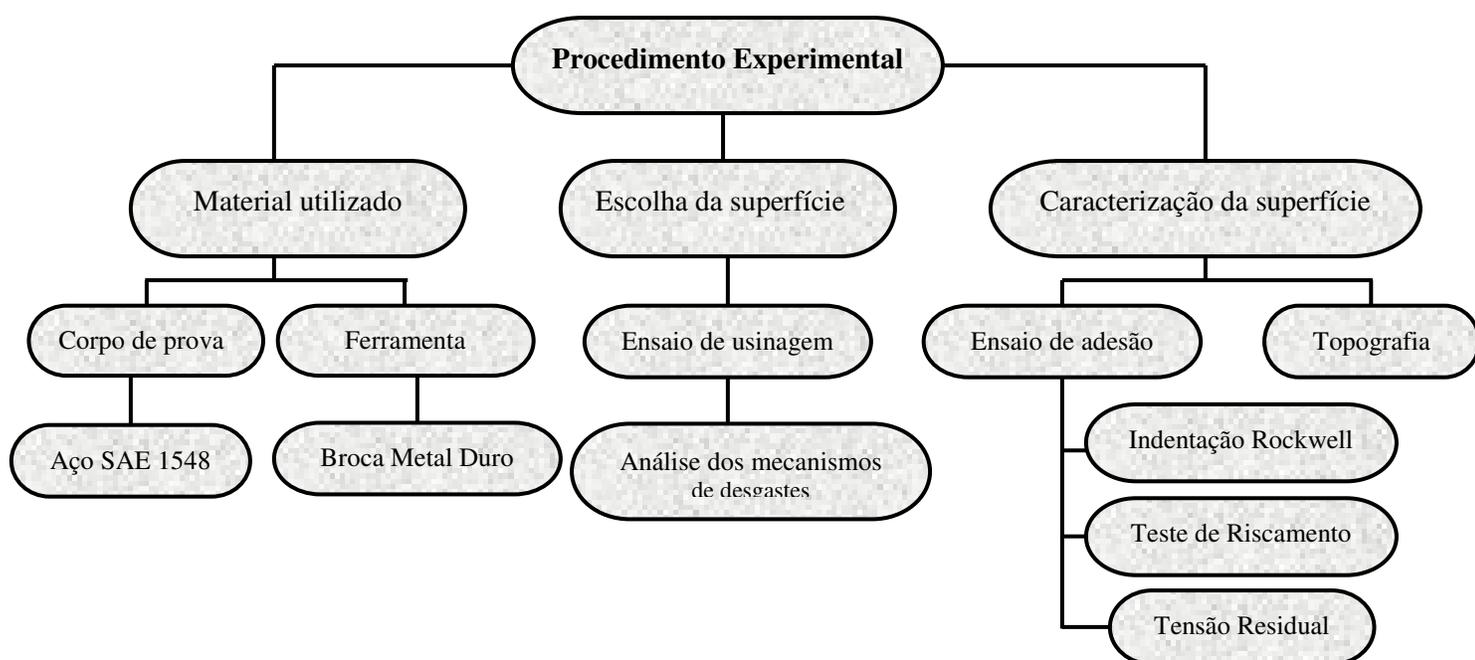
Neves (2010) avaliou a efetividade da texturização a laser como alternativa ao jateamento na preparação da superfície do substrato de ferramenta de metal duro antes da aplicação do revestimento. Substratos recobertos com PVD TiAlN e CVD TiCN+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiN foram estudados no processo de torneamento do aço ABNT 1045. As condições utilizadas no estudo foram  $v_c = 300$  e  $360$  m/min para PVD e  $450$  e  $540$  m/min para CVD,  $f = 0,5$  mm e  $a_p = 0,5$ , com critério de fim de vida útil da ferramenta de  $VB_B = 0,3$  mm. Os ensaios de indentação mostraram que a texturização a laser tem grande influência favorável na adesão dos filmes PVD TiAlN, mas não foi capaz de melhorar a adesão no revestimento CVD. Nos ensaios de torneamento com ferramentas texturizadas a laser e revestidas pelo processo CVD, quando comparadas com os substratos texturizados convencionalmente, não apresentaram maiores vidas. Já nas ferramentas recobertas pelo processo PVD, as ferramentas texturizadas a laser geraram vidas maiores das ferramentas que aquelas obtidas com texturização convencional do substrato.

A partir de todos os itens apresentados com a finalidade de modificar a textura da superfície do substrato, percebe-se que nem sempre a melhor adesão do revestimento está ligada à maior vida útil da ferramenta durante o processo de usinagem. Isso porque, o comportamento tribológico da ferramenta durante a usinagem pode ser influenciado pelo tipo de material que está sendo usinado e pelo tipo de revestimento utilizado. Nota-se também que o processo de revestimento, CVD e PVD, também influencia a adesão. Pelos trabalhos citados neste item, quando o processo PVD é utilizado em substratos texturizados a laser, a adesão da ferramenta aumenta e conseqüentemente a vida útil. Por outro lado, quando as ferramentas são submetidas ao processo CVD, a vida da ferramenta aumenta somente quando a textura do substrato é

modificada por efeitos químicos. Portanto, para os processos CVD, ainda se deve realizar outros estudos pois ainda não se encontrou um caminho a ser seguido na modificação da superfície dos substratos, de maneira a aumentar a vida das ferramentas revestidas. Mas para o processo PVD, um dos objetivos de futuras pesquisas pode ser descobrir os melhores parâmetros de um dado processo, que conduz a uma superfície texturizada que depois de revestidas aumente a vida útil da ferramenta.

### 3 Materiais e Métodos Experimentais

Os procedimentos experimentais para realizar a proposta da tese foram divididos em três etapas: a etapa inicial que consistiu na escolha dos parâmetros de textura que melhor caracterizariam a superfície das brocas, desenvolvida por pesquisadores da empresa Thyssenkrupp, cujos dados não foram revelados para o estudo em questão. A segunda etapa consistiu na avaliação das superfícies das brocas de metal duro, através da caracterização das mesmas, com o apoio de diversas faculdades e institutos. Por fim, na terceira etapa realizou-se os ensaios de usinagem, processo de furação, realizada no Laboratório de Usinagem da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp. O diagrama da **Figura 3.1** mostra a síntese da metodologia, ordenada pela etapa 1, seguida da etapa 3 e por fim a etapa 2, citadas acima.



**Figura 3.1** – Etapas desenvolvidas para realização da tese.

Os ensaios de usinagem foram realizados de forma aleatória e com réplicas, sendo que as variáveis de entrada foram velocidade de corte, superfícies modificadas e tipo de revestimento. A

principal variável de resposta foi o tempo de vida das ferramentas. A **Tabela 3.1** mostra o Planejamento Fatorial utilizado.

**Tabela 3.1** – Planejamento fatorial para o ensaio de vida.

Planejamento	Variáveis	Níveis		
1ª etapa	Velocidade de corte (m/min)	114		
	Revestimentos	Futura		Helica
	Superfícies	Convencional	Modificada 1	Modificada 2
2ª etapa	Velocidade de corte (m/min)	137		
	Revestimentos Polidos	Futura		Helica
	Superfícies	Convencional	Modificada 1	Modificada 2

### 3.1 Material da peça e ferramenta de corte

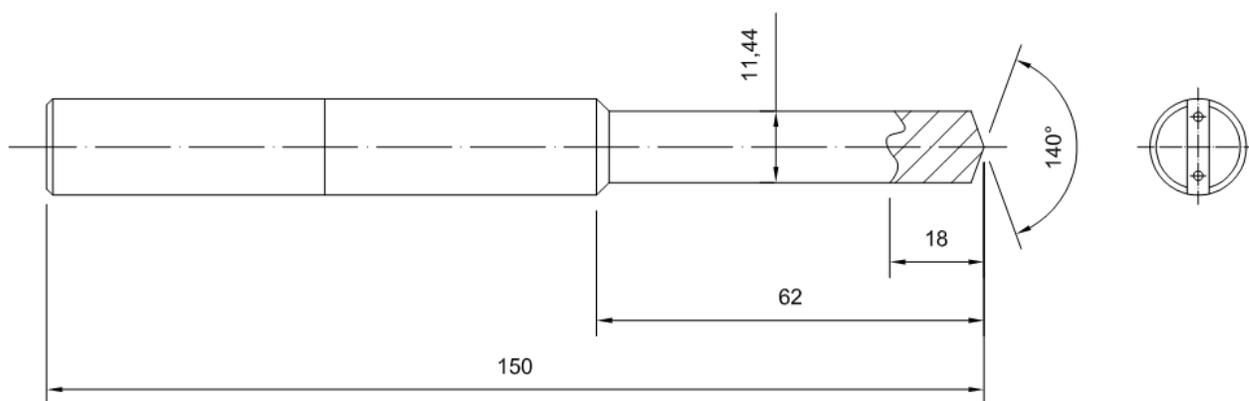
O material utilizado para os testes foi o aço SAE 1548, que é matéria-prima dos virabrequins produzidos pela empresa Thyssenkrupp. A composição química que o fabricante do aço fornece à empresa é mostrada na **Tabela 3.2**, sendo que a composição aceitável pela empresa deve estar entre os valores mostrados nas duas linhas da tabela.

**Tabela 3.2** – Composição do aço SAE 1548.

Elementos químicos (%)							
Valores	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr
Mínimo	0,47	0,15	1,25	max.	0,020	max.	0,10
Máximo	0,52	0,35	1,40	0,025	0,025	0,045	0,20

A barra do aço forjada a quente e resfriada ao ar com dimensões médias de 7 metros de comprimento, tinha seção transversal quadrada de lado 140 milímetros. Esta barra era serrada e esquadrejada para se ter corpos de prova de secção 140x140x80 mm.

As ferramentas utilizadas nos ensaios de usinagem foram brocas de metal duro inteiriça com dois furos de refrigeração interna, do fabricante Guhring Brasil. As brocas são da classe DK460UF, com teor de cobalto de 10%, grão de WC de 5  $\mu\text{m}$  e dureza de 1620 HV, conforme dados do catálogo do fabricante. As brocas eram enviadas à Alemanha para processamento das superfícies e em seguida enviadas à empresa Balzers em Jundiaí, para serem revestidas pelo processo PVD. A **Figura 3.2** mostra as dimensões da broca, sendo que a cota de 18 mm representa a dimensão da broca que recebeu a textura.



**Figura 3.2** – Dimensões da broca de metal duro.

Para os ensaios foram utilizados dois tipos de revestimentos, selecionados de acordo com a empresa Thyssenkrupp, pois nos processos de furação que a empresa realiza, estes dois revestimentos são os que resultam em maior vida da ferramenta. A **Tabela 3.3** mostra as propriedades dos revestimentos, fornecidos pela Balzers.

**Tabela 3.3** – Propriedades dos revestimentos Balinit® (Balzers, 2012).

	<b>Balinit® Futura nano</b>	<b>Balinit® Helica</b>
Material	TiAlN	AlCrN
Micro-dureza (HV 0.05)	3300	3000
Tensões residuais compressivas (GPa)	-2.0	-3.0
Temperatura máxima de serviço (°C)	900	1100
Temperatura do revestimento (°C)	< 500	< 500
Estrutura do revestimento	nano	multicamada

O polimento das brocas foi realizado pela empresa Balzers, utilizando-se escova de alumina. A empresa não oferece detalhes do polimento e também não se pode visitar o local onde é realizado o procedimento. Informações sobre a alumina, por exemplo, tamanho de grão, também não são fornecidas pela empresa.

### 3.2 Procedimentos de usinagem

Um centro de usinagem vertical marca Mori Seiki modelo SV-40 instalado no Laboratório de Usinagem do Departamento de Engenharia de Fabricação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp foi utilizado para os ensaios de furação. A máquina possui controle GE-Fanuc MSC-518, velocidade de rotação de 50 a 12000 r.p.m., 22 kW de potência no motor, deslocamento máximo XYZ = 600 x 430 x 460 mm e capacidade de carga da mesa de 1016 kg. O cone de fixação de ferramentas da máquina é ISO 40.

Os corpos de prova foram previamente esquadrejados para atingirem as dimensões 140 x 140 x 80 mm. Nos ensaios foram utilizados dois blocos: um para o ensaio de vida e outro fixado ao dinamômetro para aquisição das forças de corte. A **Figura 3.3** mostra a montagem do experimento.

Para a medição das forças nas três direções (X, Y, Z), foi fixado um dinamômetro Kistler 9257B na mesa da máquina, sendo um dos corpos de prova fixado sobre o dinamômetro. Este foi ligado a um condicionador de processamento de sinais Kistler 5019B e a conexão deste último com o computador que continha o *software* de processamento de sinais *LabView* 8.5 foi feita por meio de uma placa de aquisição A/D *National Instruments* PCI-6025E. As sensibilidades do dinamômetro e o fator de escala em cada eixo, correspondentes às faixas de medição utilizadas, estão listadas na **Tabela 3.4**. A taxa de amostragem foi de 1000 Hz e utilizou-se filtro passa-baixa de 1 kHz nos ensaios de força.

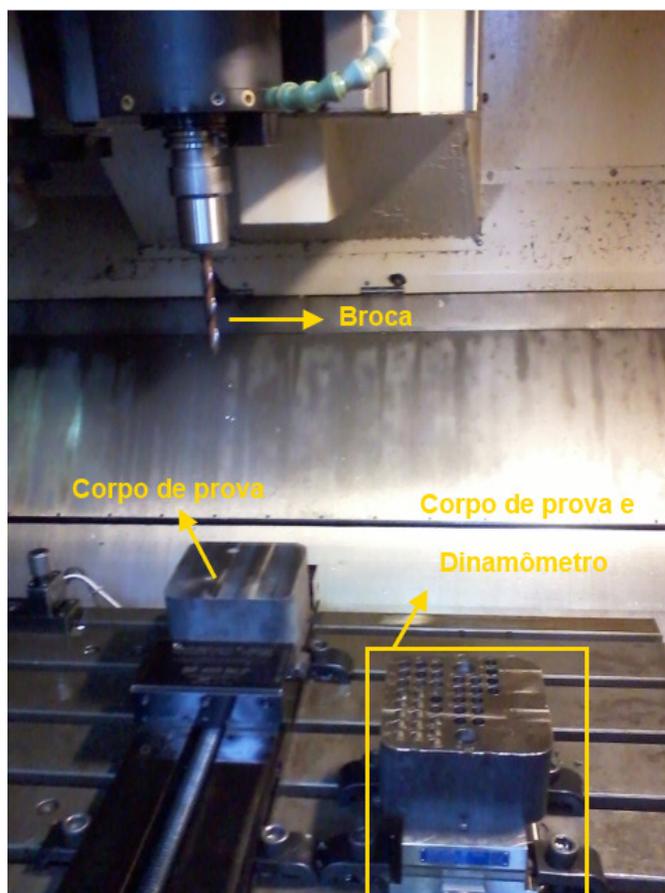
O avanço de 0,34 mm/volta foi escolhido depois de realizados vários testes preliminares, e convencionou-se utilizar velocidades de corte 20 e 40% acima daquela utilizada na produção da empresa (95 m/min), cujos valores foram 114 e 137 m/min. Para não obter uma excessiva vida útil do ponto de vista experimental com elevado consumo de material de trabalho e de tempo de

uso da máquina ferramenta, o ensaio era finalizado quando o desgaste de flanco  $VB_B$  atingia 0,3 mm ou a broca já tinha usinado 70 m sem atingir  $VB_B$  de 0,3 mm. Em cada corpo de prova era realizado 64 furos com 76 mm de comprimento.

**Tabela 3.4** – Parâmetros utilizados no dinamômetro.

Direções	Faixa de medição (kN)	Sensibilidade (pC/N)	Fator de conversão
X	0 a 5	-7,917	$3.00 E^{+2}$
Y	0 a 5	-7,916	$3.00 E^{+2}$
Z	0 a 10	-3,722	$4.00 E^{+3}$

O fluido de corte, com aplicação interna com pressão de vazão de 70 bar, utilizado nos ensaios foi o fluido refrigerante B-Cool 655, do fabricante Blaser Swisslube do Brasil.



**Figura 3.3** – Montagem do experimento.

### 3.3 Equipamentos para caracterização

Neste item serão apresentados os equipamentos utilizados para avaliar os desgastes das ferramentas e para caracterizar as superfícies das brocas. Dos equipamentos descritos a seguir, os que não pertencem aos laboratórios da Unicamp, sua utilização foi gentilmente concedida pelos professores responsáveis dos laboratórios de diversas faculdades.

#### 3.3.1 Corte das brocas

Para os ensaios de tensão residual, teste de riscamento e indentação Rockwell C, as brocas foram cortadas em uma máquina de eletroerosão a fio. Os cortes foram realizados de tal forma que a região entre o canal da broca e a aresta principal de folga (ver **Figura 3.5**), fosse paralela ao feixe laser e ao indentador.

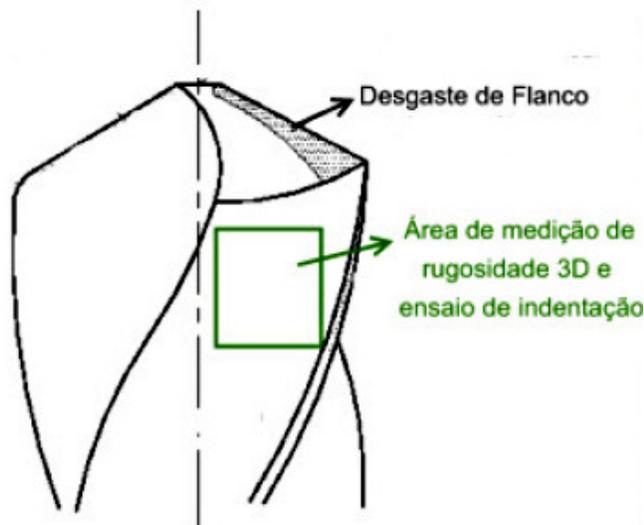
Para análises de desgaste no microscópio eletrônico de varredura, as brocas também foram cortadas para que elas coubessem na câmara do microscópio. Assim, da mesma maneira as brocas foram cortadas por eletroerosão a fio, geralmente cinco milímetros da ponta da broca, de tal maneira que a aresta ficasse paralela ao detector do MEV.

Para o corte foi utilizada as máquinas de eletroerosão a fio pertencentes à Faculdade de Tecnologia Senai Roberto Mange de Campinas e à oficina mecânica do IEAv.

#### 3.3.2 Desgastes

A evolução do desgaste da aresta de corte foi monitorada periodicamente durante a execução dos ensaios de furação, retirando a ferramenta juntamente com seu mandril hidráulico da máquina para medir o desgaste de flanco da broca. Para este monitoramento foi utilizado um microscópio óptico estereoscópico, da marca Leica equipado com câmera digital e computador com o *software Motic Images Plus* de captura e análise de imagens. A **Figura 3.4** mostra as

regiões da broca em que foi medido o desgaste de flanco (aresta principal de corte). Esta figura mostra também a região em que foram medidas a rugosidade do substrato e da ferramenta com revestimento e realizado o teste de indentação (aresta secundária de folga). Estes dois últimos ensaios serão descritos nos itens subsequentes.



**Figura 3.4** – Regiões de análise das brocas: desgaste, rugosidade e indentação.

Para analisar os mecanismos de desgaste presentes nas ferramentas desgastadas, as brocas já desgastadas (ao fim dos ensaios de furação) foram cortadas em uma máquina de eletroerosão a fio, de modo que uma das arestas principal de corte ficasse paralela ao detector do microscópio, conforme já citado. Posteriormente, as amostras foram submetidas à lavagem com ultrassom em água e detergente, enxaguadas em água corrente e em álcool etílico e, finalmente, secadas com soprador térmico. Depois do processo de limpeza as arestas das ferramentas foram analisadas no microscópio eletrônico de varredura (da sigla inglesa SEM - *Scanning Electron Microscopy*) da marca ZEISS modelo EVO MA15, do Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, para se conseguir imagens mais detalhadas da região de desgaste. Também foram identificados qualitativamente os elementos químicos presentes nestas regiões com o auxílio da espectrometria de energia dispersiva (da sigla inglesa EDX ou EDS, Energy Dispersive X-Ray Detector). Esta análise foi feita em todas as ferramentas utilizadas nos ensaios, após a conclusão deles.

### 3.3.3 Rugosidade

Para avaliar e caracterizar as superfícies das brocas, denominadas como convencionais, modificada 1 e modificada 2, foram realizadas medições de rugosidade 3D nas superfícies antes e depois do processo de revestimento. Para a análise foi utilizado um perfilômetro óptico, da marca VEECO® e modelo 3D Wyko® NT1100, do Laboratório de Precisão da Escola de Engenharia de São Carlos, USP, e do Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais – INPE, do Laboratório Associado de Sensores e Materiais (LAS).

Os parâmetros analisados foram  $R_a$ ,  $R_q$ ,  $R_t$ ,  $S_{sk}$ ,  $S_{ku}$ ,  $R_k$ ,  $R_{pk}$  e  $R_{vk}$ , todos citados no **item 2.5**.

### 3.3.4 Tensão Residual

Para a medição das tensões residuais dos substratos das ferramentas e de seus revestimentos foi utilizado um difratômetro de raios-X da RIGAKU, modelo Ultima IV, com gerador de raios-X de 3 kW, voltagem máxima 60 kV, corrente máxima 60 mA, tubo de raios-X de cobre, variação do ângulo  $2\theta$  permitida de  $-3$  a  $162^\circ$ , e profundidade do feixe laser de até  $10\ \mu\text{m}$ . Nos ensaios a variação máxima de voltagem foi de 40 kW e corrente máxima de 40 mA. Foi utilizada uma variação angular em  $2\theta$  de  $20$  a  $120^\circ$  na geometria Bragg-Brentano, em modo de varredura contínua com passo de varredura de  $0,02^\circ$  e tempo de leitura de 1 s. Estas condições de medidas foram escolhidas de forma a permitir uma varredura rápida, compatível com os tempos de ensaios disponíveis para se utilizar o equipamento. Com estas condições foi possível ter um padrão de difração de raios-X completo a cada 40 minutos, aproximadamente.

### 3.3.5 Adesão

Com o objetivo de avaliar qualitativa e quantitativamente a adesão dos revestimentos foram realizados teste de indentação e riscamento. Porém, antes da realização destes ensaios verificou-se a espessura do revestimento, que é um dos requisitos para validar o teste de indentação Rockwell C para avaliar a adesão. As medições foram realizadas em equipamento de fluorescência de raios-X para medição de espessuras em revestimentos, da marca FISCHERCOPE®. O equipamento pertence ao Laboratório de Análises da empresa Oerlikon Balzers de Jundiaí e os resultados destas medições para as brocas utilizadas nos ensaios deste trabalho foram fornecidos pelos profissionais de empresa Balzers.

Vale ressaltar que, a medição de espessura dos revestimentos utilizando fluorescência de raios-X é dita como referência. Uma medida mais precisa poderia ser obtida pelo teste chamado *calowear*. Porém, como a Faculdade de Engenharia Mecânica não possui o equipamento, optou-se por utilizar um equipamento disponível no momento.

A dureza do substrato também foi medida utilizando um microdurômetro da marca Shimadzu, de carga máxima 2000 gramas, pertencente ao Laboratório de Biomateriais e Biomecânica (Labiomec), instalado na Faculdade de Engenharia Mecânica.

O ensaio de dureza Rockwell (indentação Rockwell) foi realizado nas três condições de textura das brocas revestidas com os revestimentos Helica e Futura. Tal ensaio foi realizado no Departamento de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, utilizando um durômetro universal Wolpert. Após as indentações, as amostras foram lavadas no ultrassom e a caracterização das impressões, conforme citado no **subitem 2.3.1**, foi realizada no microscópio eletrônico de varredura.

O controle do risco foi realizado por um microcomputador utilizando o software UMT do fabricante do equipamento, cujo comprimento e velocidade foi de 3 mm e 0,05 mm/s, respectivamente. A carga normal (Fz) foi aumentada de 1 a 100 N progressivamente à medida que o penetrador aprofundava-se no substrato da ferramenta em um intervalo de tempo de 60 segundos. O indentador Rockwell C utilizado, que é a ferramenta que realiza o risco, possuía raio nominal de 200  $\mu\text{m}$  e a fixação das amostras se deu em um suporte plano do equipamento com resina (éster de cianocrilato). A **Figura 3.5** mostra a montagem de uma série de 12 ensaios realizados. Para melhor descrição deste teste, ver **item 2.3.2** deste trabalho.

Durante o ensaio a temperatura ambiente variou de 21 a 24 °C e a umidade relativa de 60 a 70%. Os dados adquiridos pelo programa foram a força normal (Fz), o coeficiente de atrito

(COF) e o comprimento do riscamento ( $x$ ). Um tribômetro modelo *UMT3* fabricado pela *CETR*, da Divisão de Metrologia de Materiais (Dimat) do Inmetro, do Laboratório de Biomateriais e Tribologia (Labit) foi utilizado seguindo como referência a norma ISO 20502: 2005 para realizar os ensaios.



**Figura 3.5** – Montagem das amostras para ensaio de riscamento.

## **4 Resultados e Discussões**

A seleção de parâmetros de corte que atendam à capacidade da máquina, ao custo de produção otimizado e às exigências da peça fabricada, é uma primeira preocupação para evitar o custo excessivo da produção, uma vez que uma escolha inadequada destes parâmetros resulta em desgaste excessivo da ferramenta de corte e/ou tolerâncias dimensionais ou geométricas diferentes daquelas solicitadas para a peça. Geralmente, a solução dessa preocupação está praticamente resolvida, pois as empresas fabricantes de ferramentas têm seus centros de pesquisas que trabalham selecionando parâmetros de corte e tem seus especialistas para contribuir em casos específicos.

Se a intenção for maior vida útil da ferramenta e menor tempo de produção, algumas características da ferramenta devem ser selecionadas. Uma delas é a obtenção de uma superfície do substrato com maior travamento mecânico entre ela e o revestimento, a fim de aumentar a vida da ferramenta. Como o objetivo deste trabalho é selecionar, entre três superfícies, aquela que poderá oferecer maior vida à ferramenta de corte no processo de furação estudado, primeiramente serão apresentados os resultados das características das superfícies das brocas e, posteriormente os resultados dos ensaios de usinagem.

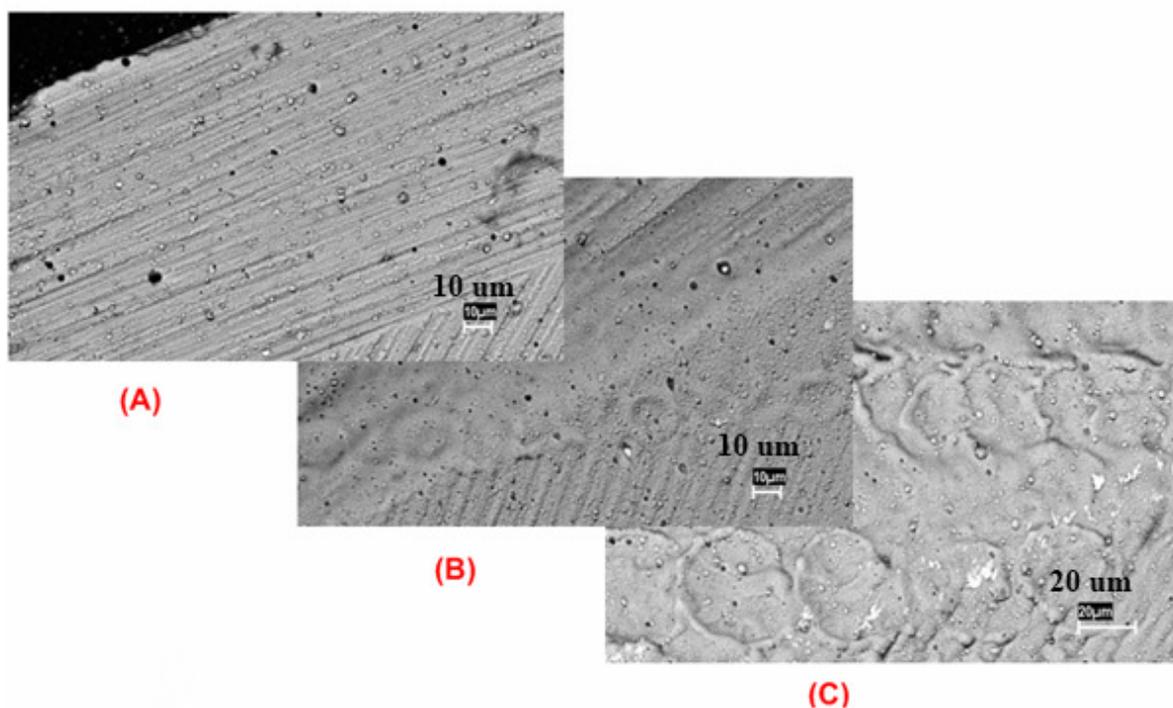
Assim, na primeira parte serão apresentadas as análises das ferramentas antes da usinagem: MEV, EDS, rugosidade, adesão e tensão residual, e posteriormente os desgastes das ferramentas, os esforços de corte e os mecanismos de desgastes após o processo de furação.

### **4.1 Caracterização das ferramentas de corte antes do processo de usinagem**

Este subitem será dividido em quatro seções: as análises realizadas no MEV, as análises de rugosidade, de adesão e por fim de tensão residual.

#### 4.1.1 Análises de microscopia eletrônica de varredura

Na **Figura 4.1**, tem-se as imagens das três superfícies ainda sem revestimento: (A) retificada, em que se vê as marcas de retificação; (B) retificada e modificada 1, em que se vê as marcas de retificação e a textura deixada pelo processo de tratamento do substrato e (C) retificada e modificada 2, sem marcas de retificação e apenas com a textura do processo.

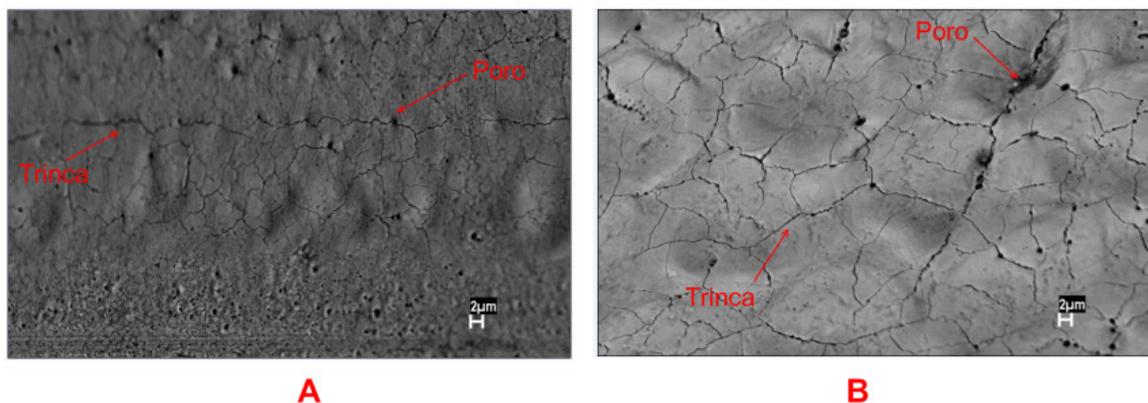


**Figura 4.1** – Superfícies das ferramentas obtidas no MEV: (A) convencional, (B) modificada 1 e (C) modificada 2 sem polimento.

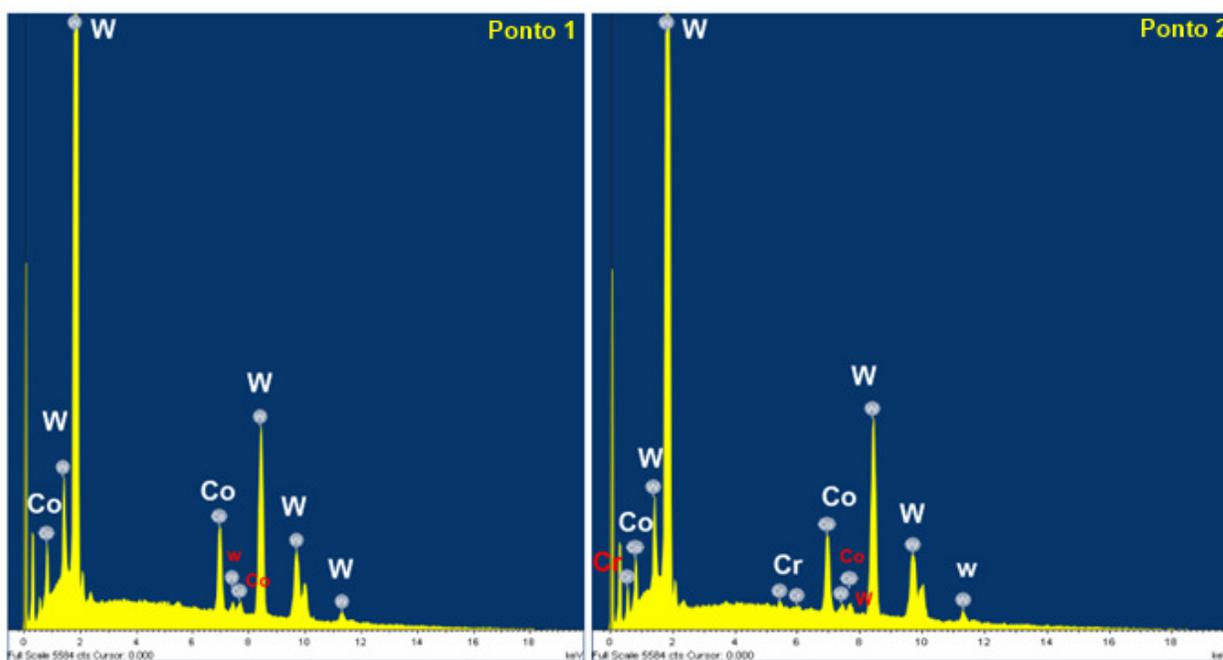
Com um aumento de 3600 vezes pode-se constatar outras diferenças das superfícies modificadas, como visto na **Figura 4.2**, em que a superfície modificada 2 apresenta mais trincas e poros do que a modificada 1.

Ainda com as superfícies sem revestimento foram analisados os elementos químicos presentes no metal duro e se houve variação do teor de cobalto após o processo de obtenção da textura. A **Figura 4.3** mostra o espectro da análise química por EDS na superfície convencional, em que em um ponto da broca (Ponto 1) apresentou tungstênio e cobalto, e em outro ponto (Ponto 2) tungstênio, cobalto e cromo. As **Figuras 4.4 e 4.5** mostram os resultados das análises de EDS, em diversos pontos ao longo de uma linha, para verificar se houve variação de cobalto já

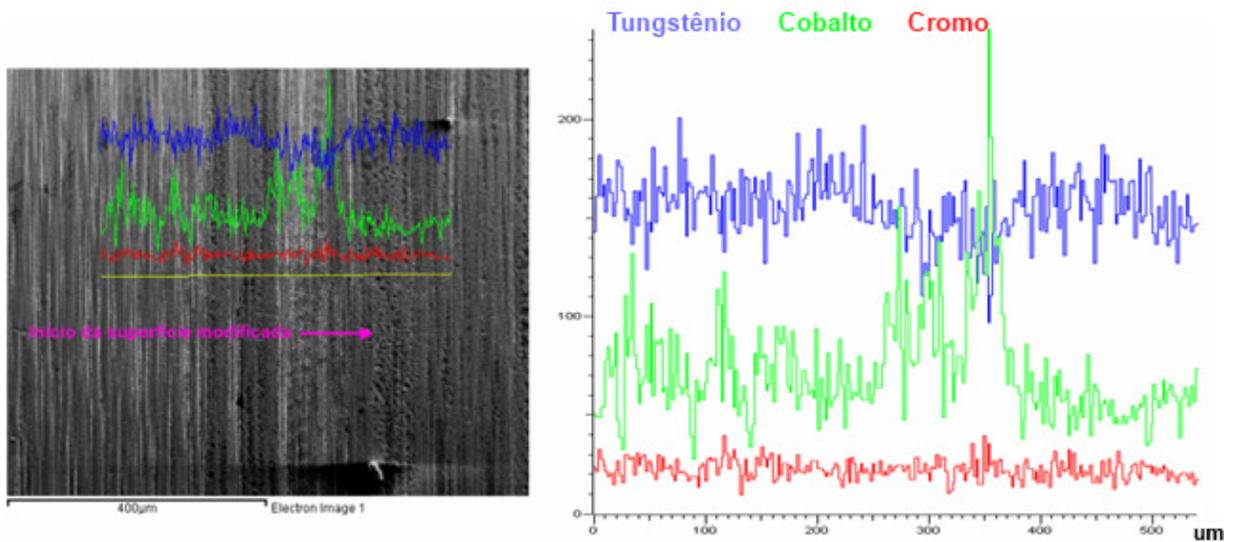
que, como mostrado no item 2.6.1, no processo de jateamento o cobalto pode ser removido da superfície. Como a linha está na intersecção de duas texturas (convencional e modificadas), foi realizada a análise apenas nas brocas com superfícies modificadas. Assim, pode-se comparar se com a nova textura houve variação do elemento cobalto.



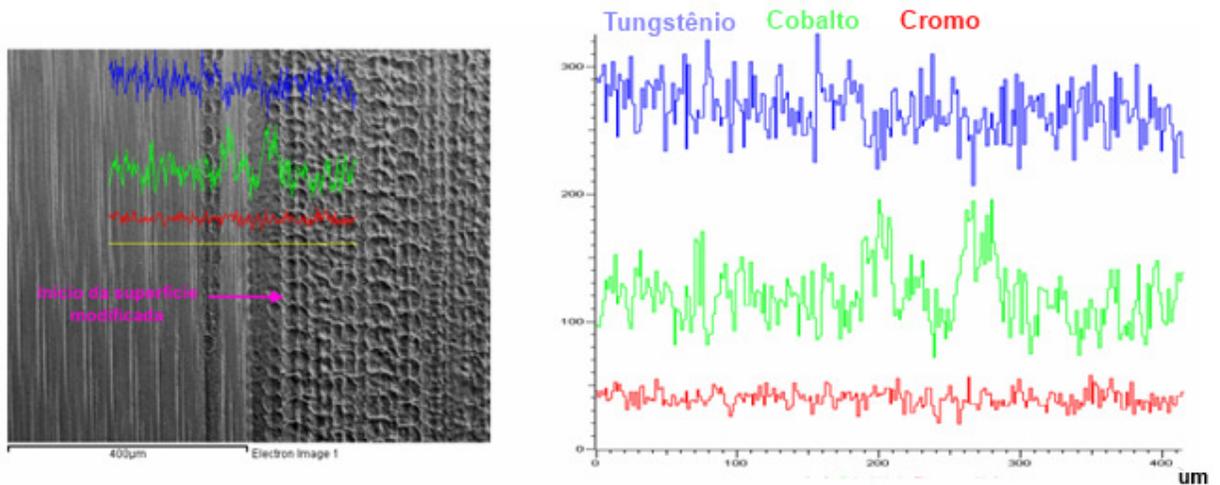
**Figura 4.2** – Superfícies modificadas com aumento de 3600 vezes: (A) modificada 1 e (B) modificada 2.



**Figura 4.3** – Espectro da análise química realizada em dois pontos da superfície convencional sem revestimento.



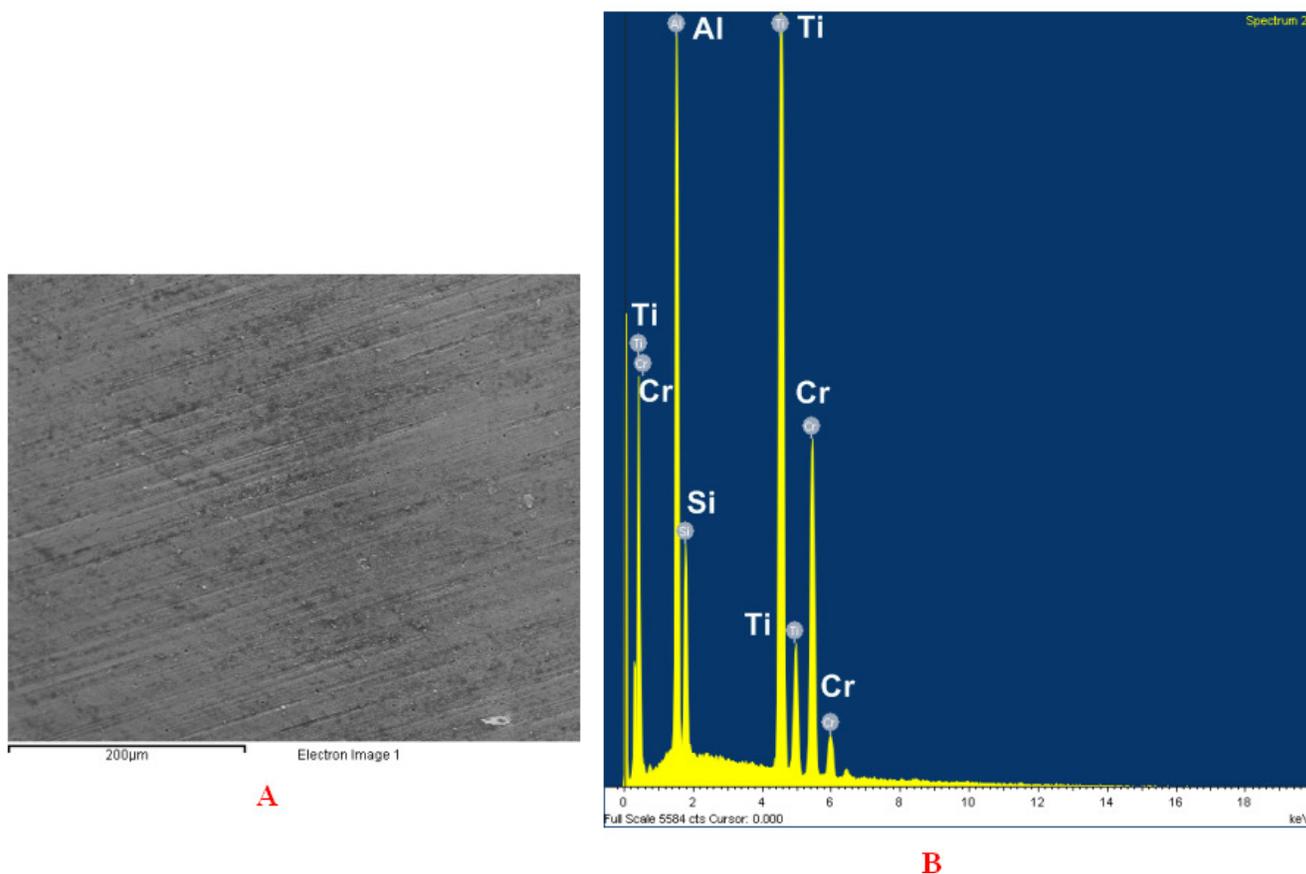
**Figura 4.4** – Espectros da análise química das superfícies utilizando a técnica de EDS na interseção das superfícies convencional e modificada 1.



**Figura 4.5** - Espectros da análise química das superfícies utilizando a técnica de EDS na interseção das superfícies convencional e modificada 2.

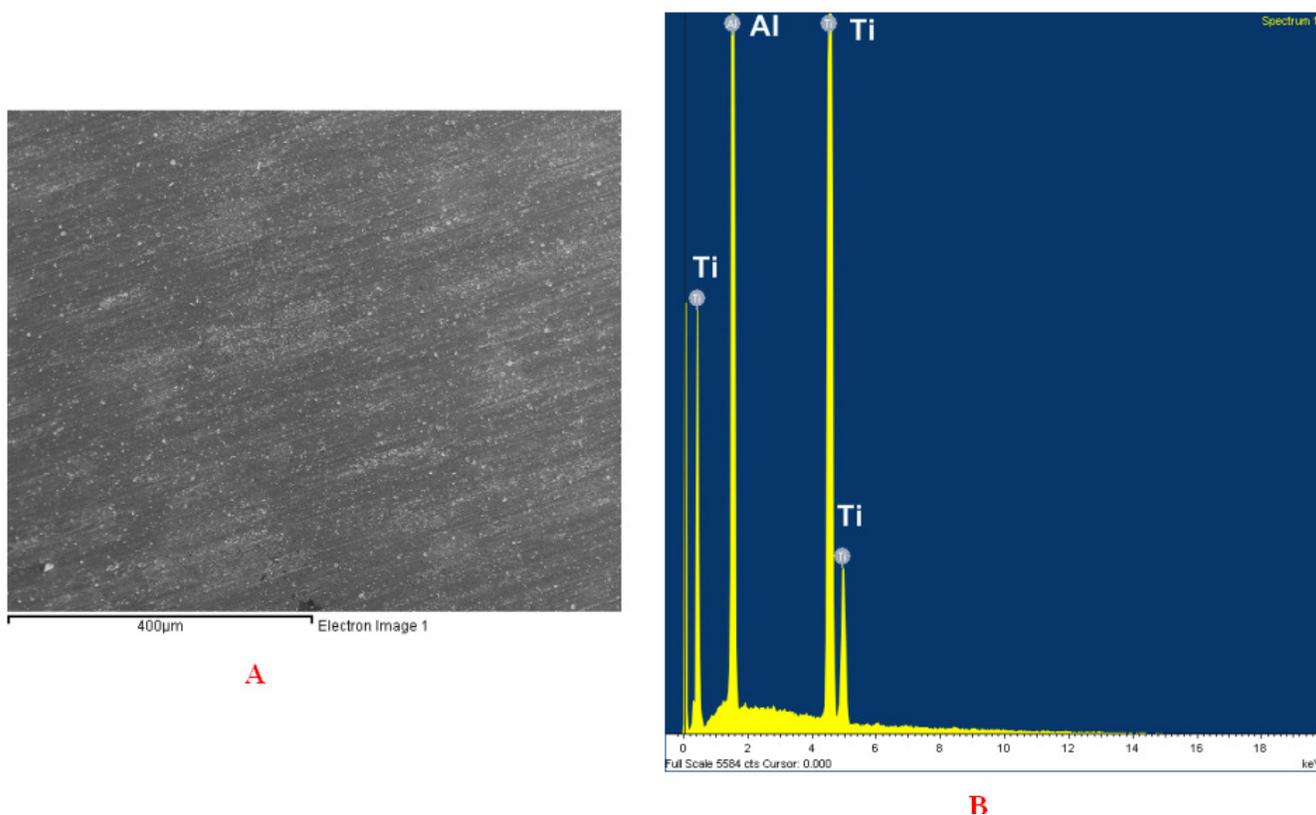
Estas figuras mostram que o metal duro utilizado possui tungstênio, cobalto e cromo, representados pelas linhas azul, verde e vermelha, respectivamente e também mostra que não houve variação significativa de cobalto quando se variou as texturas. Como a análise depende de alguns parâmetros e principalmente das superfícies das amostras, outra análise será realizada para verificar uma possível variação entre as superfícies, que será mostrada no **item 4.1.4**, que tratará da tensão residual.

Depois que as ferramentas foram revestidas as mesmas foram analisadas a fim de se obter os elementos químicos presentes nos revestimentos, já que o fabricante divulga apenas os elementos básicos da composição. Percebe-se nas **Figuras 4.6 e 4.7**, que o revestimento de nome comercial Helica possui dois elementos diferentes da composição do revestimento Futura, que são silício e cromo.



**Figura 4.6** – Imagem pela técnica de elétrons secundários (A) e espectro da análise química (B) dos revestimentos utilizados na superfície convencional revestida por Helica.

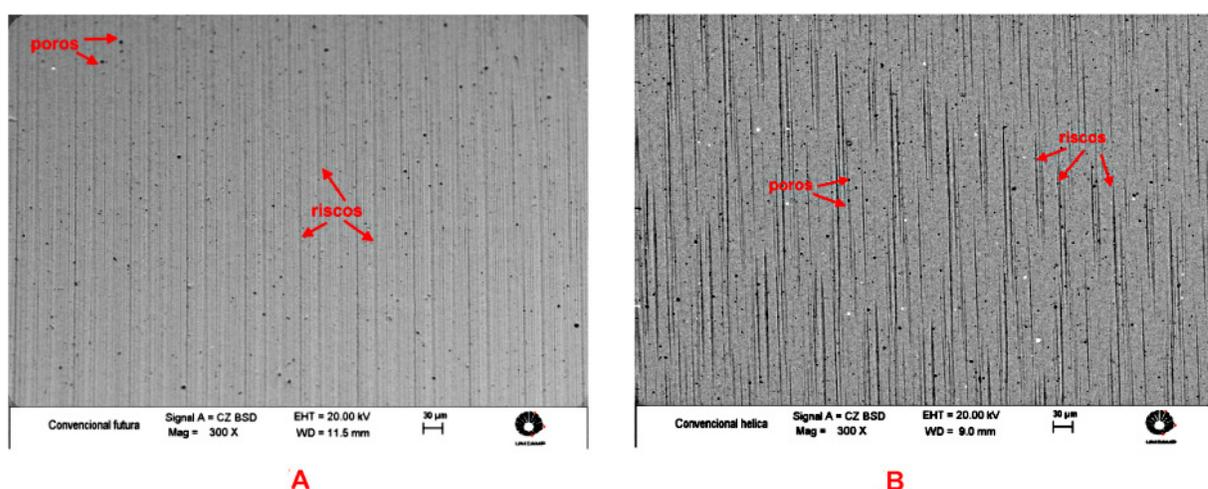
Pelas **Figuras 4.6 e 4.7**, percebe-se partículas claras e sobressalentes, em maior quantidade na superfície revestida por Futura. Ao realizar a análise de EDS foi detectada, nestes pontos, a mesma composição do revestimento, o que possivelmente indica que durante a deposição dos revestimentos foram formadas microgotículas (*droplets*). A fim de verificar tal hipótese algumas brocas dos três tipos de substratos (convencional, modificada 1 e modificada 2) foram polidas em todo o comprimento útil. Como as microgotículas possuem dureza menor que a do revestimento, com o processo de polimento elas tendem a ser eliminadas da superfície.



**Figura 4.7** – Imagem pela técnica de elétrons secundários (A) e espectro da análise química (B) dos revestimentos utilizados na superfície convencional revestida por Futura.

Após o polimento as brocas foram analisadas no MEV e as partículas claras não estavam presentes nas superfícies, ou estavam em quantidades inferiores àquelas detectadas nas superfícies não polidas. Na **Figura 4.8**, que mostra duas superfícies convencionais revestidas por Futura e Helica, percebe-se que houve uma diminuição considerável da quantidade de microgotículas no revestimento Futura (compare com a **Figura 4.7A** com a **Figura 4.8A**). Nota-se também riscos e poros nas duas superfícies, sendo que na superfície revestida por Helica os riscos aparecem mais profundos. Quanto aos poros, deve-se dizer que em todas as superfícies antes do polimento existiam alguns poros, mas depois do polimento estes eram em maior quantidade. Estes poros podem ter sido causados pelo arracamento das micropartículas realizado no polimento. Outra possível causa para o aumento do número de poros poderá ser obtida após a medição de rugosidade da superfície. Se for verificado um aumento de rugosidade, quando comparadas às superfícies antes e depois do revestimento, esse aumento poderá ser atribuído às microgotículas, já que com a formação destas micropartículas há um aumento de rugosidade.

Pode-se verificar também que no revestimento Helica os riscos são mais profundos, isto porque, de acordo com o fabricante, neste revestimento há maior formação de microgotículas do que no revestimento Futura, e como procedimento normal as ferramentas revestidas com Helica passam pelo processo de polimento. Sendo assim, as brocas Helica com substrato convencional que foram enviadas ao fabricante para realização do procedimento de polimento, passaram por este procedimento duas vezes. Este fato ocorreu, pois a informação de polimento na Helica com substrato convencional como um procedimento padrão, foi fornecida após o pedido do polimento pela aluna.



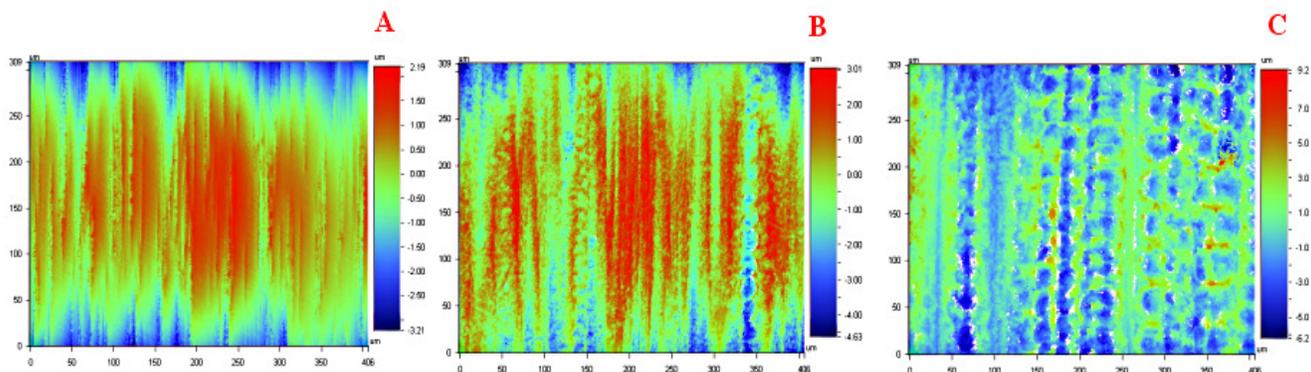
**Figura 4.8** - Imagem pela técnica de elétrons retroespalhados da superfície convencional revestida por Futura (A) e Helica (B) depois do polimento.

#### 4.1.2 Rugosidade

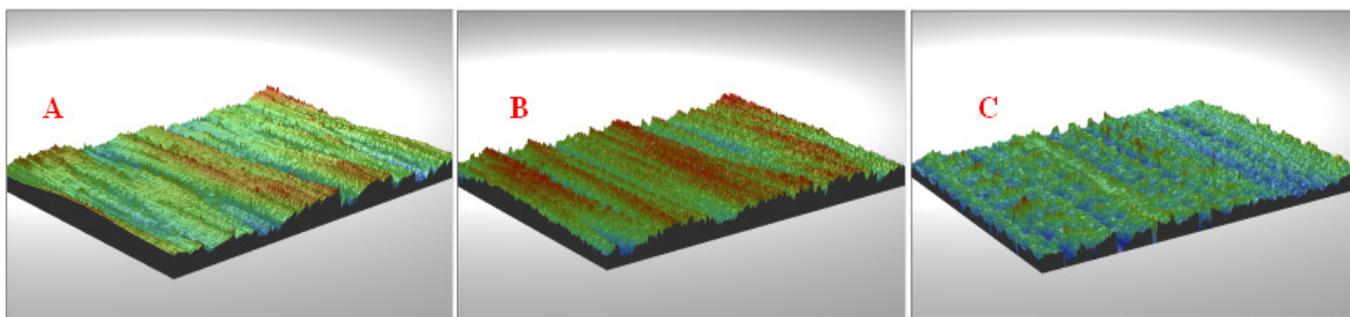
Os parâmetros de rugosidade que serão apresentados neste item foram todos obtidos pelo *software Vison*. O *software* oferece vários parâmetros, mas estudou-se aqueles que foram convenientes para caracterizar as superfícies. As **Figuras 4.9 e 4.10** mostram as comparações das três superfícies em 2D e 3D, respectivamente.

As imagens da superfície modificada 2 (**Figura 4.10 C**), assemelham-se àquela vista no MEV, devido às microcavidades características. Na superfície modificada 1, não se nota a textura vista no MEV, mas pode-se diferenciar esta superfície da convencional quanto aos pontos mais altos e os pontos mais baixos (legenda à direita das imagens da **Figura 4.9**). Observando a

**Figura 4.9** nota-se que os pontos mais baixos e mais altos das superfícies convencional, modificada 1 e modificada 2 estão aproximadamente a  $(-3.21, 2.19)$ ,  $(-4.63, 3.01)$  e  $(-6.2, 9.2)$   $\mu\text{m}$ , respectivamente, da linha média da superfície. Pode-se ver nesta figura que a superfície modificada 2 tem muitos vales e muitos picos de até  $3,0 \mu\text{m}$  e poucos picos muito altos (perto de  $9 \mu\text{m}$ ). Já as superfícies convencional e a modificada 1 quase não tem vales e os vales que existem só estão nas bordas das amostras. Os picos destas superfícies não passam de  $3 \mu\text{m}$ .



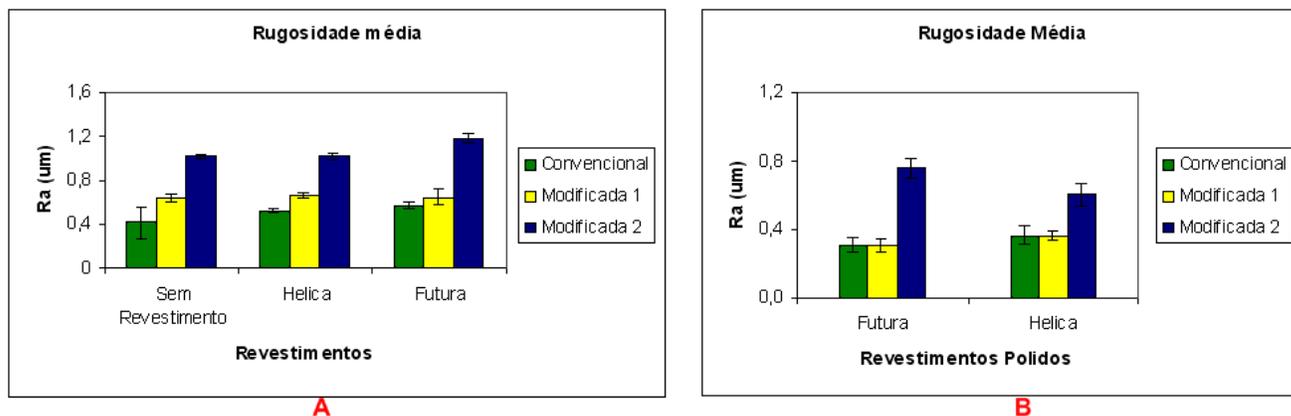
**Figura 4.9** - Imagens em 2D das superfícies sem revestimento obtidas pelo *software Vision*: (A) convencional, (B) modificada 1, (C) modificada 2.



**Figura 4.10** – Imagens em 3D das superfícies sem revestimento obtidas pelo *software Vision*: (A) convencional, (B) modificada 1, (C) modificada 2.

Pelas imagens pode-se imaginar que as superfícies convencional e modificada 1 são semelhantes. Mas quando se analisa os parâmetros de rugosidade percebe-se que elas são diferentes. Os três parâmetros de amplitudes calculados,  $R_a$ ,  $R_q$  e  $R_t$ , são diferentes para as três superfícies sem polimento, sendo sempre maior para a superfície modificada 2 e na média sempre menor para a superfície convencional, como mostrado nas **Figuras 4.11A, 4.12A e 4.13A**. Como era esperado, após o processo de polimento as rugosidades diminuíram para todas as superfícies,

e as superfícies convencional e modificada 1 tiveram na média valores iguais. Porém, o polimento não foi capaz de alisar o revestimento da superfície modificada 2 a ponto de fazê-la ter rugosidade igual às das outras ferramentas revestidas. Assim, a ferramenta modificada 2 com polimento continua mais rugosa que as ferramentas com substrato convencional e modificado 1. Vale ressaltar que, os valores das rugosidades para as superfícies não polidas se referem à média de duas medições, já para as superfícies polidas se referem à média de 10 medições.

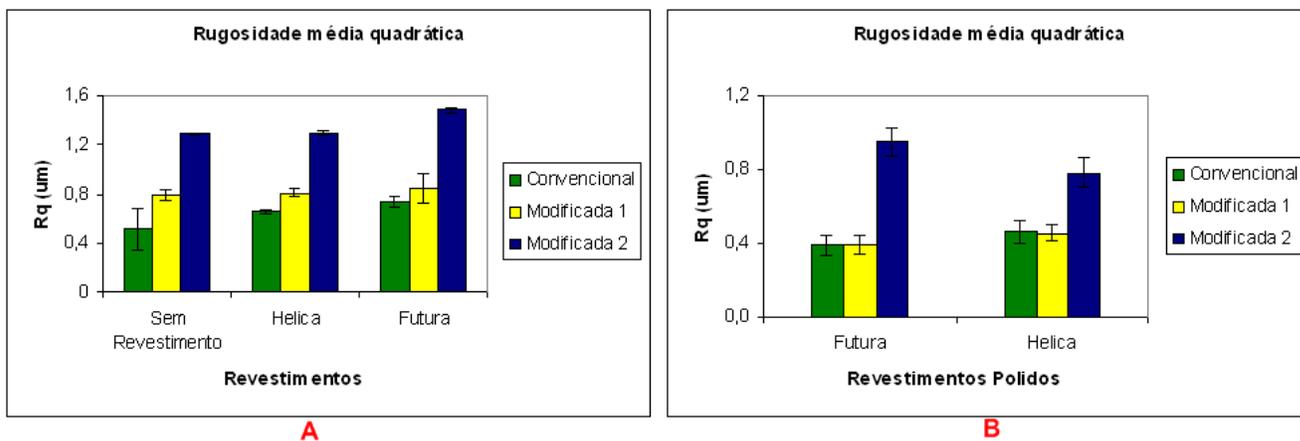


**Figura 4.11** – Rugosidade média (R<sub>a</sub>) das superfícies com e sem revestimentos (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.

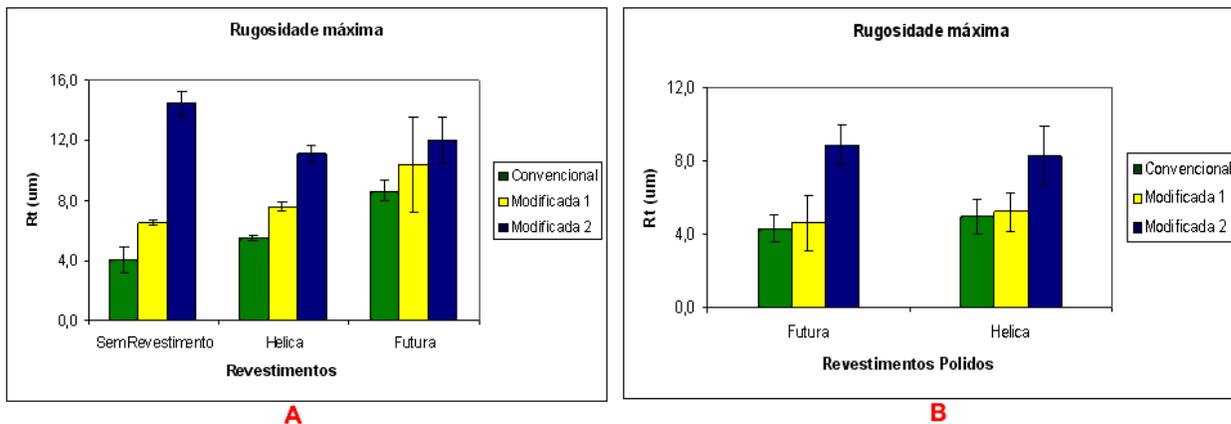
Pelas figuras, nota-se que quando as ferramentas foram revestidas os valores de rugosidade tenderam a aumentar. Os valores de rugosidade, R<sub>a</sub> e R<sub>q</sub> para as texturas sem revestimento e revestidas por Helica possuem valores estatisticamente iguais, ou seja, estes valores não foram alterados quando se revestiu as brocas com o revestimento Helica. Mas para a Futura a dispersão dos valores foi maior (ver linhas nos topos das barras dos valores de rugosidade), o que provavelmente se deve ao processo de revestimento. Quanto aos valores de rugosidade máxima (R<sub>t</sub>), devido às dispersões, não é possível verificar uma tendência, mas ainda pode-se verificar que a superfície convencional é a que possui menor rugosidade.

Após o polimento dos revestimentos, percebe-se que a rugosidade diminuiu em todas as superfícies. Os valores de R<sub>a</sub> e R<sub>q</sub> para o revestimento Futura nos substratos convencional e modificada 1 foram levemente menores do que para os mesmos substratos no revestimento Helica. E para cada revestimento nos dois substratos eles foram estatisticamente iguais. Pode-se dizer que com o arrancamento das micropartículas, a rugosidade no revestimento Futura diminuiu e que devido à maior quantidade de riscos na superfície do revestimento Helica, sua rugosidade ficou maior do que o revestimento Futura, já que este tem riscos menos profundo (ver **Figura**

**4.8).** Já na superfície modificada 2 o valores de rugosidades ( $R_a$  e  $R_q$ ) para o revestimento Futura foi maior do que para o Helica. Como pode ser verificado pelos gráficos, estes valores já era mais alto nas superfícies sem polimento, e com a retirada das micropartículas não se conseguiu uma rugosidade próxima à do revestimento Helica. Ao se comparar os gráficos antes e depois do polimento, nota-se que os valores de rugosidade ( $R_a$  e  $R_q$ ) das superfícies convencional e modificada 1, com Futura e Helica, eram quase estatisticamente iguais. Quanto aos valores da rugosidade máxima, eles continuaram muito dispersos, e foram estatisticamente iguais quando se compara a mesma superfície nos dois revestimentos. Além disso, o polimento não conseguiu fazer com que a superfície revestida da modificada 2 ficasse igual a das outras.



**Figura 4.12 –** Rugosidade média quadrática ( $R_q$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.

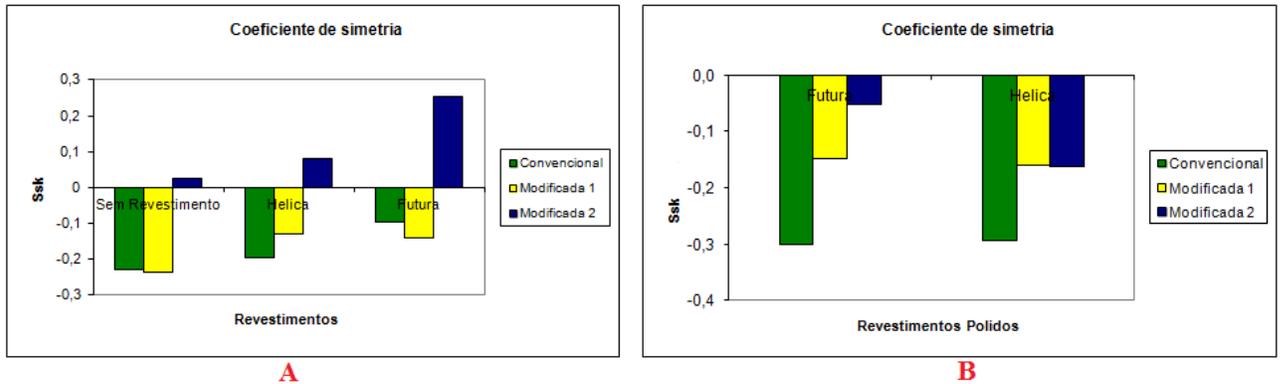


**Figura 4.13 –** Rugosidade média ( $R_t$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.

Para se entender um pouco mais sobre a topografia da superfície, os parâmetros híbridos foram calculados. Pela **Figura 4.14 A** (para os revestimentos sem polimento) percebe-se que as superfícies convencional e modificada 1 possuem coeficientes de simetria negativos (*skewness*), ou seja, picos mais largos e os vales mais estreitos, enquanto que a superfície modificada 2 possui  $S_{sk}$  positivo caracterizada por vales largos e picos estreitos. Não existe diferença entre os valores de *skewness* do substrato convencional e modificado 1. Com relação às superfícies revestidas, para o revestimento Futura os valores são os menores para as primeiras superfícies e maior para a modificada 2. O que se pode dizer com relação aos revestimentos antes do polimento é que eles mantêm os coeficientes de simetria negativos ou positivos oriundos de seus substratos, mas há uma tendência de torná-los mais positivos (os valores negativos tiveram seus módulos reduzidos e os valores positivos tiveram seus módulos aumentados). Por exemplo, a convencional e a modificada 1 tem coeficiente de simetria negativo antes do revestimento e depois da revestimento e a modificada 2 tem coeficiente de simetria positivo antes e depois do revestimento. Porém, revestir a convencional com Helica praticamente não mudou o coeficiente de simetria, mas revestir com Futura fez com que este caísse bastante, aproximando-se de zero, o que caracteriza uma superfície com picos e vales sem predominância de nenhum deles. Na modificada 1, qualquer um dos revestimentos fez a textura se aproximar da simetria entre vales e picos. Na modificada 2, os revestimentos (principalmente a Futura) fizeram com que o coeficiente de simetria se tornasse mais positivo, caracterizando a superfície por vales preenchidos ou picos altos.

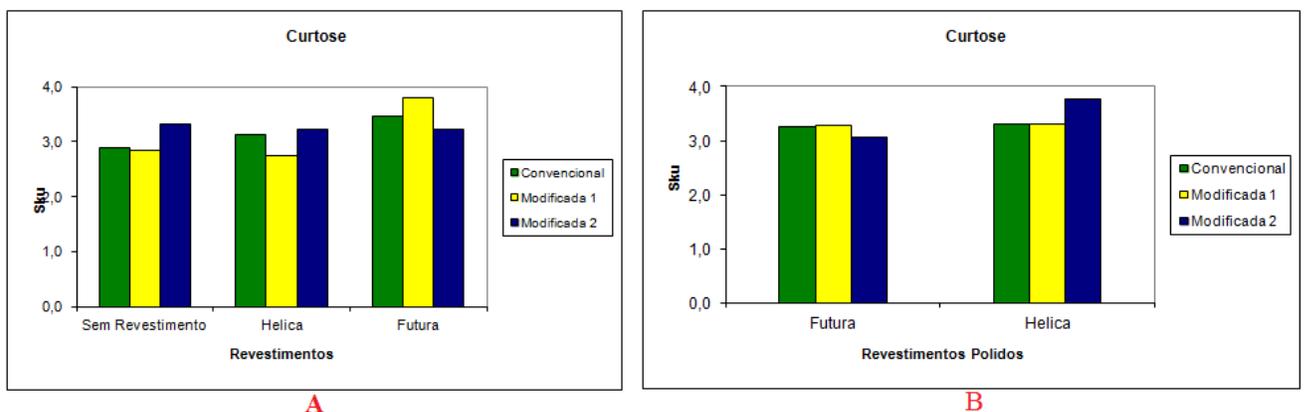
Quando o polimento foi realizado nas superfícies das brocas revestidas nota-se que o coeficiente de simetria da superfície modificada 2 tornou-se negativo nos dois revestimentos (**Figura 4.14 B**), e a superfície convencional obteve o maior valor do coeficiente. Ao se comparar este parâmetro antes e após o polimento, percebe-se que para o revestimento Futura o coeficiente de simetria passou de -0,1 para -0,3 na superfície convencional, manteve entre -0,1 e -0,2 na superfície modificada 1, e passou de +0,25 para -0,05 na superfície modificada 2. Para o revestimento Helica o coeficiente de simetria passou de -0,2 para -0,3 na superfície convencional, manteve entre -0,1 e -0,2 na superfície modificada 1, e passou de um valor menor que +0,1 para um valor próximo a -0,2 na modificada 2. O que se pode dizer é que com o polimento todas as superfícies apresentaram picos removidos, e que o coeficiente de simetria para a superfície

modificada 1 praticamente se manteve nos dois revestimentos e nas condições de polimento e sem polimento, ou seja, não ultrapassou o valor de -0,2.



**Figura 4.14** – Coeficiente de simetria ( $S_{sk}$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.

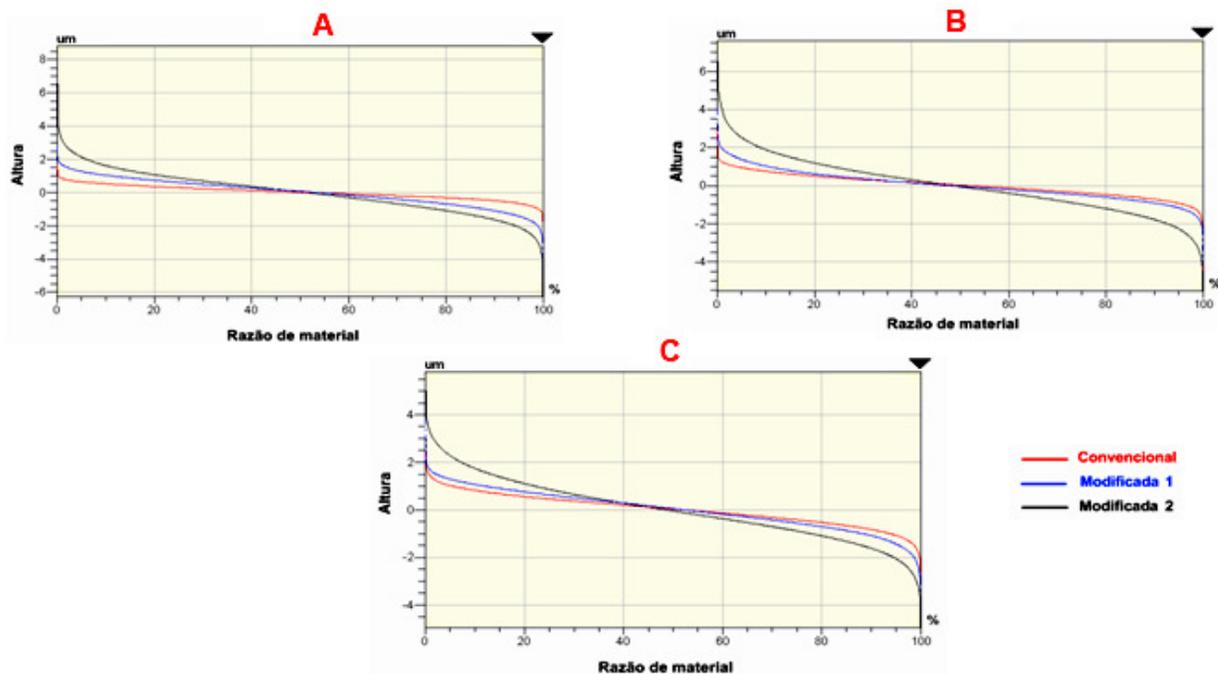
O coeficiente de simetria (curtose) é mostrado na **Figura 4.15**. Percebe-se que, dentre as superfícies revestidas sem polimento, somente a superfície modificada 1 quando revestida por Helica apresentou  $S_{ku}$  menor que 3 (revestimento sem polimento) e  $S_{ku}$  próximo a 4 (revestimento com polimento). Isto indica que a primeira superfície tem relativamente poucos picos altos e vales baixos (picos e vales largos) e que as irregularidades superficiais da segunda são “pontagudas”. As outras superfícies revestidas apresentaram  $S_{ku}$  maior que 3 indicando que as irregularidades superficiais são “pontagudas”. Porém, todos os valores de  $S_{ku}$  são muito próximos uns dos outros e próximos de 3, mostrando que todas são superfícies regulares, com picos e vales não tão largos e não tão pontagudos. Mais ainda, nem os revestimentos e nem o polimento dos revestimentos mudaram esta característica das superfícies.



**Figura 4.15** – Coeficiente de simetria ( $S_{ku}$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e com revestimentos polidos (B) para as três texturas.

Com os parâmetros até aqui apresentados, verifica-se que a ferramenta com substrato modificado 2 é bem diferente das outras em termos de rugosidade, tanto do substrato, quanto do revestimento. Porém as ferramentas com substratos modificado 1 e convencional ora têm parâmetros que se assemelham, ora têm parâmetros diferentes. A fim de compreender e encontrar mais detalhes das superfícies foram obtidas as curvas de Abbot que auxiliam o entendimento dos dois parâmetros calculados anteriormente ( $S_{sk}$  e  $S_{ku}$ ).

A **Figura 4.16** mostra as curvas de Abbott para as superfícies sem revestimento e com revestimento, antes do processo de polimento. Nas superfícies sem revestimento as curvas são espaçadas entre si quase igualmente, ou seja, a diferença de inclinação entre a curva da superfície convencional e da modificada 1 parece ser a mesma daquela que ocorreu entre a superfície modificada 1 e a modificada 2, como mostrado na **Figura 4.16 A**. Mas quando as superfícies foram revestidas a inclinação das curvas aumentaram e as curvas da convencional e modificada 1, tenderam a se aproximar e se distanciar da curva referente à superfície modificada 2 ( **Figuras 4.16 B e 4.16 C**).

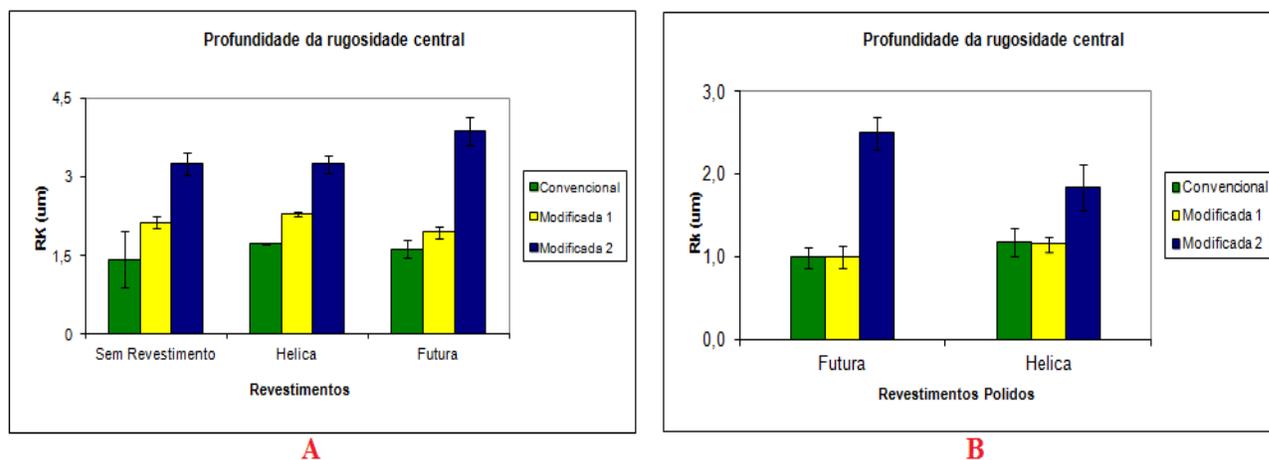


**Figura 4.16** – Curva de razão de material para as três superfícies: (A) sem revestimento, (B) futura e (C) Helica.

Nesta parte da análise, as diferenças ficam claras quando se calculam os três parâmetros da curva de razão de material, também chamada de curva de Abbott, como mostrado nas **Figuras 4.17, 4.18 e 4.19**, que indicam os valores dos parâmetros para as condições de revestimentos

polidos e não polidos. Os dados continuam a confirmar os valores mais altos de rugosidade para a superfície modificada 2, e para convencional e modificada 1 na maioria das vezes estatisticamente iguais. Se forem comparadas as superfícies polidas e não polidas verifica-se que para as superfícies polidas os valores de rugosidade são menores, como era o esperado.

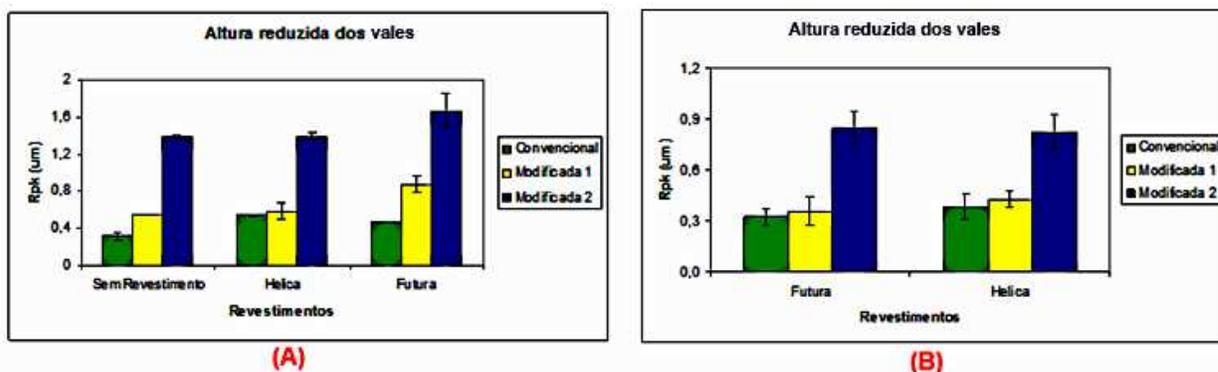
A **Figura 4.17** mostra que a superfície modificada 2 apresenta o maior valor de profundidade da rugosidade central ( $R_K$ ), quando comparadas às outras superfícies, e que as superfícies convencional e modificada 1 apresentam valores estatisticamente iguais, com exceção do revestimento Helica sem polimento. Percebe-se que no revestimento Futura o valor de  $R_K$  para a superfície modificada 2 é mais que duas vezes o valor das outras superfícies. Já no revestimento Helica, o valor é menos que duas vezes maior, tanto na condição não polida quanto com o polimento (**Figuras 4.17 A e 4.17 B**). Isto indica que a superfície modificada 2 possui uma maior porção da superfície que influenciará no desempenho e na vida da broca.



**Figura 4.17** – Profundidade da rugosidade central ( $R_K$ ) das superfícies com e sem revestimento (A) e das superfícies revestidas e polidas (B) para as três texturas.

A **Figura 4.18** mostra que a superfície modificada 2 possui valor de rugosidade na altura reduzida dos picos ( $R_{pk}$ ) maior um pouco mais que duas vezes ao valor das outras superfícies para a condição revestida e não polida (**Figura 4.18 A**) e de aproximadamente duas vezes para a condição revestida e polida (**Figura 4.18 B**). Também para a condição sem revestimento a superfície modificada 2 apresentou  $R_{pk}$  bem maior que o das outras superfícies. Ou seja, a porção do topo da superfície que será desgastada rapidamente nos primeiros instantes do contato, é maior para esta superfície. Quanto à diferença entre as superfícies convencional e modificada 1 revestidas e não polidas, esta apresenta valor maior de  $R_K$  nos dois revestimentos e valor de  $R_{pk}$

estatisticamente igual no revestimento Helica não polido e quase duas vezes maior no revestimento Futura. Com o polimento os valores de  $R_k$  e  $R_{pk}$  nas duas superfícies ficaram estatisticamente iguais. O que se pode dizer analisando somente estes parâmetros é que a porção do topo da superfície modificada 1 revestida com Futura sem polimento poderá obter maior desgaste do que a convencional, pois possui uma maior porção da superfície que será desgastada rapidamente nos primeiros instantes do contato e porção um pouco maior da superfície que influencia no desempenho e na vida da superfície.

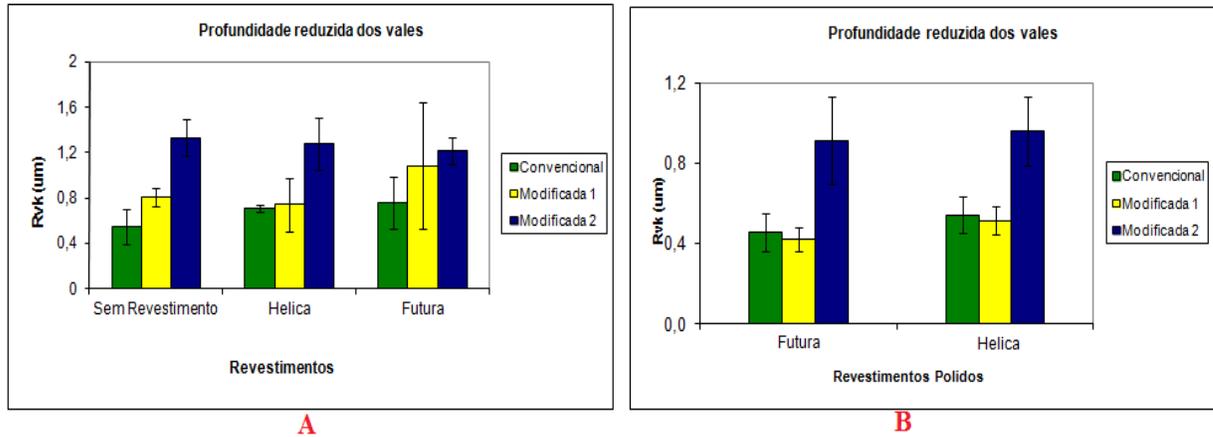


**Figura 4.18** – Altura reduzida dos picos ( $R_{pk}$ ) das superfícies com e sem revestimento e das superfícies revestidas e polidas (B) para as três texturas.

A **Figura 4.19** mostra os valores da rugosidade da profundidade reduzida dos vales ( $R_{vk}$ ) para as três superfícies na condição de polidas e não polidas. Percebe-se que na condição com polimento (**Figura 4.19 B**) a superfície modificada 2 apresenta valor maior de  $R_{vk}$ , e que nas superfícies convencional e modificada 1 os valores na média são estatisticamente iguais. Isto significa que a superfície modificada 2 possui maior capacidade de retenção de lubrificantes e detritos entre as outras superfícies polidas. Na condição sem polimento o substrato modificado 2 também tende a ter valor de  $R_{vk}$  maior que das outras condições, mas para o revestimento Futura, não se consegue diferenciar as superfícies, pois o desvio padrão das medidas se superpõe entre si.

Analisando-se as **Figuras 4.17, 4.18 e 4.19** em conjunto, pode-se verificar que o comportamento dos parâmetros extraídos da curva de Abbott obtidos na superfície sem revestimento quase sempre se repetem nas superfícies revestidas. Em outras palavras, nas superfícies sem revestimento os parâmetros do substrato convencional foram, em geral, pouco menores que do substrato modificado 1, que, por sua vez, foram menores que do substrato

modificado 2. Esta mesma ordem se repetiu nas superfícies revestidas sem polimento. Assim, pode-se dizer que o revestimento da ferramenta acompanha a rugosidade de seu substrato.



**Figura 4.19** – Profundidade reduzida dos vales ( $R_{vk}$ ) das superfícies com e sem revestimento e das superfícies revestidas e polidas (B) para as três texturas.

A partir das análises dos três parâmetros de rugosidade da curva de Abbott, pode-se concluir que o valor de rugosidade  $R_{pk}$  chama atenção entre os outros dois parâmetros ( $R_k$  e  $R_{vk}$ ). Isto porque o  $R_{pk}$  poderá ser útil para avaliar a superfície que primeiramente alcançará o critério de fim de vida durante o processo de usinagem, pois é o parâmetro que indica a porção do topo da superfície que será desgastada rapidamente nos primeiros instantes do contato. Uma superfície com grande valor de  $R_{pk}$  incentiva o fenômeno de abrasão (os picos são mais fáceis de serem removidos pela abrasão) e o fenômeno de aderência/*attrition*, já que o material da peça/cavaco, ao se deformar sobre a ferramenta, encontra maior área da superfície para aderir. Em outras palavras, a área real de contato é muito menor que a área aparente quando o contato entre as duas superfícies se dá sem grande pressão normal. Porém, quando a pressão de contato é alta, como no caso da usinagem, o cavaco tem muita área a preencher até fazer com que a área real fique igual à área aparente de contato a fim de que a aderência ocorra.

Finalmente, com as análises das **Figuras 4.17, 4.18 e 4.19** pode-se obter três argumentos:

- analisando inicialmente as superfícies sem revestimento, percebe-se que a soma das profundidade reduzida dos vales e da porção central ( $R_k$  e  $R_{vk}$ ) é maior nas superfícies modificadas e bem maior na modificada 2. Isto pode significar que elas têm maior poder de ancoragem do revestimento;
- os revestimentos não polidos praticamente não mudaram as características da superfície, ou seja, os parâmetros permaneceram quase iguais. O revestimento

Futura modificou um pouco mais os parâmetros, principalmente o  $R_{pk}$ . Então, no que diz respeito à retenção do lubrificante e à capacidade de suportar carga, as superfícies sem e com revestimento são similares;

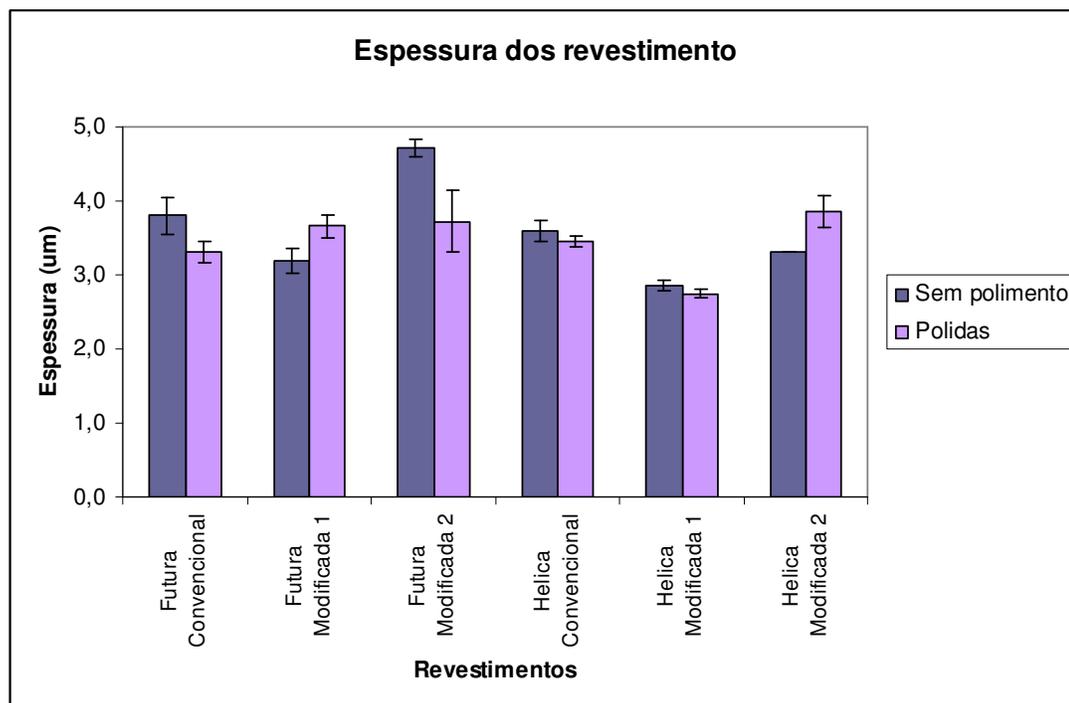
- c) com relação ao  $R_{pk}$ , deve-se lembrar que um  $R_{pk}$  alto significa que a área inicial de contato com o cavaco na superfície de saída e com a peça na superfície de folga será pequena. Isto é bem verdade na superfície de folga, já que nesta região a peça não se deforma sobre a ferramenta para ocupar os perfis de rugosidade. Já na superfície de saída, devido à deformação do cavaco, esta área inicial de contato será grande, independentemente da rugosidade da superfície. Porém, este pequeno contato na superfície de folga, faz com que a pressão nos picos fique alta, o que facilita a remoção dos picos e, conseqüentemente, incentiva o desgaste;
- d) o polimento fez com que os parâmetros das superfícies convencional e modificada 1 se tornassem estatisticamente iguais, e os valores de  $R_{pk}$  e  $R_{vk}$  da superfície modificada 2 para os dois revestimentos fossem também estatisticamente iguais.

Como se vê, não é ideal prever com apenas os parâmetros de rugosidade o desempenho das superfícies estudadas. Quanto ao revestimento Futura, ele obteve quase sempre valores maiores de rugosidade das superfícies se comparado às superfícies antes do revestimento, e ao aspecto da imagem obtida no MEV (**Figura 4.7**), devido às micropartículas (*droplets*) formadas durante o processo de revestimento. Mas somente com essa informação, ainda não é suficiente para conseguir o objetivo do estudo. Por isso, primeiramente será verificado o desempenho tribológico através dos ensaios de tensão residual, complementando com análise de adesão. Por fim, será verificado o desempenho tribológico através do ensaio de usinagem, para se verificar se há uma correlação entre os ensaios.

### 4.1.3 Adesão

Para realizar as análises de adesão pelos testes de indentação e riscamento, primeiramente foi medida a espessura dos revestimentos e a dureza do substrato, pois estas medidas são requisitas para que o teste seja realizado de acordo com suas normas.

A **Figura 4.20** mostra os valores das espessuras dos revestimentos, polidos e não polidos, sendo que os valores são a média de duas medições. Nota-se que, na média, a espessura do revestimento Futura (TiAlN) é maior do que o revestimento Helica (TiAlCrSiN). De acordo com o fabricante, um dos motivos é o tempo de deposição do TiAlN, que é maior do que do TiAlCrSiN. Outros fatores relacionados às diferenças de espessura podem ser quanto à quantidade e dimensões de outros componentes que foram revestidos na mesma carga das brocas (um componente maior pode influenciar a deposição do filme do componente menor localizado próximo a ele), e a rotação dos suportes em que são fixados os componentes no forno (rotação da árvore que gira toda a carga, das caixas em que estão montadas cada espécie de componentes e a rotação de cada componente), pois qualquer modificação na rotação dos suportes influencia a deposição.

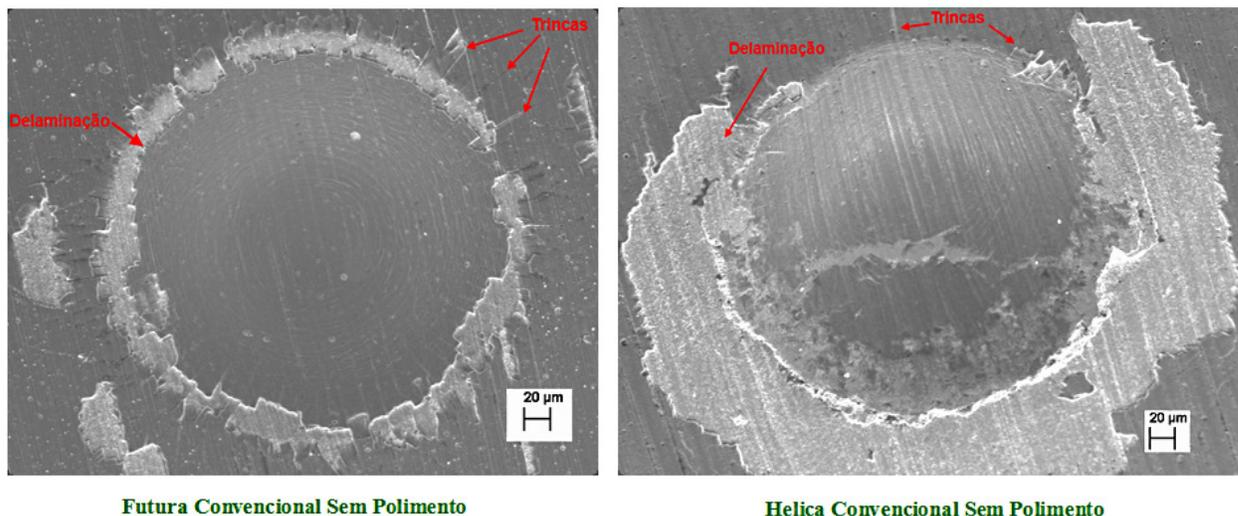


**Figura 4.20** – Espessuras dos revestimentos Futura e Helica sem polimento e polidos para as três texturas.

A dureza do substrato foi realizada e a média de quatro medições resultou na dureza de  $1693 \pm 64$  HV. A dureza dos revestimentos foi efetuada, mas logo no início das medições percebeu-se que a impressão não ficou nítida a ponto de medir com precisão as duas dimensões da base quadrada da ponta do diamante. Assim, será considerado o valor de dureza fornecido pelo catálogo do fabricante.

Como comentado no item 2.3.1, para utilizar o método de indentação Rockwell C para qualificar a adesão de um revestimento, a dureza do filme deve ser maior de 54 HRC e a espessura do filme deve ser no máximo 5  $\mu\text{m}$ . Pelos resultados adquiridos nota-se que as amostras podem ser testadas, pois possuem espessura de revestimento menor que cinco micrometros e dureza entre 3000 e 3300 HV, para Helica e Futura, respectivamente. Os dados de dureza são aqueles fornecidos pelo fabricante (ver **Tabela 3.3**).

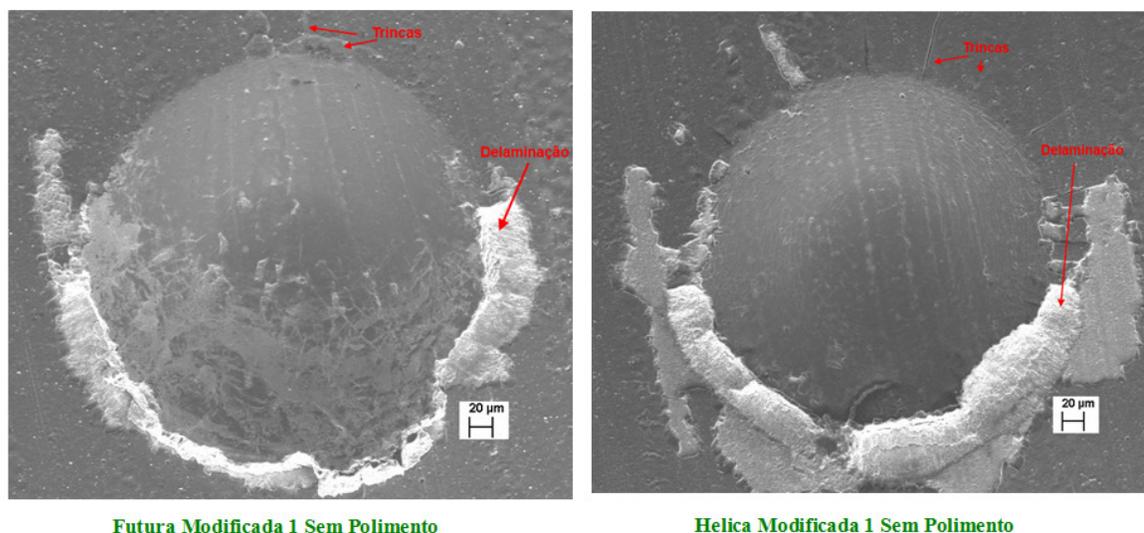
Os resultados apresentados para o teste de indentação foram realizados apenas nos revestimentos sem polimento, pois não se tinha brocas polidas em número suficiente para serem cortadas para fazer todas as análises. Assim, a **Figura 4.21** mostra as indentações das amostras com substrato convencional revestidas com Futura e Helica. Nota-se que no revestimento Futura houve muitas trincas e delaminação em toda a indentação. Já na Helica houve menor quantidade de trincas, mas grande parte do revestimento foi destacado. Comparando estas imagens com a **Figura 2.10**, pode-se dizer que o revestimento Futura seria de classificação HF4 e o Helica HF5. Para os fabricantes de revestimentos todas as amostras são inaceitáveis, ou seja, possuem pobre adesão, mas de acordo com Vidakis, Antoniadis e Bilalis (2003), somente o revestimento Futura seria aceitável.



**Figura 4.21** – Indentações realizadas nos revestimentos Futura e Helica sem polimento no substrato convencional.

Para as amostras de substrato modificado 1, as indentações podem ser classificadas como HF4, para ambos revestimentos, como pode ser visto na **Figura 4.22**. Nestas amostras as

delaminações não se localizaram em toda a indentação, e a quantidade de trincas no revestimento Helica foi maior do que no revestimento Futura. Utilizando a técnica de EDS para verificar se as falhas ocorreram sem ou com exposição do substrato, percebeu-se que em todas as amostras as falhas ocorreram com exposição de substrato, sendo que em algumas regiões aparecia substrato mais revestimento.



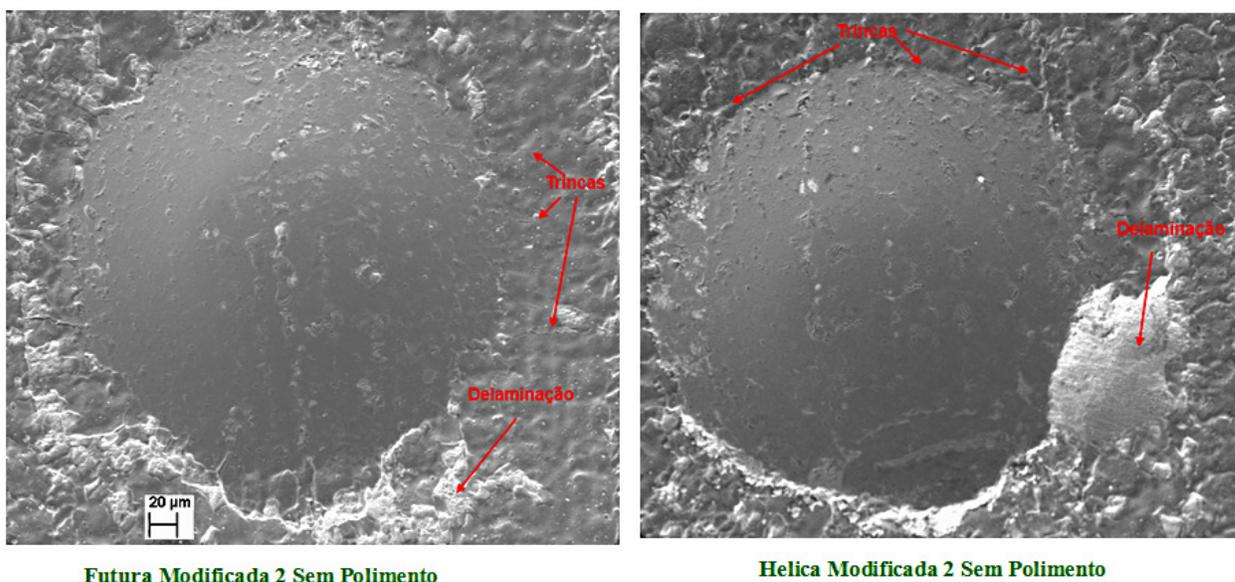
**Figura 4.22** – Indentações realizadas nos revestimentos Futura e Helica sem polimento no substrato modificado 1.

Já no substrato modificado 2 a classificação seria a melhor de todas as amostras, sendo ela referida como HF3. Pela **Figura 4.23** nota-se que houve menor quantidade de delaminação no revestimento Futura. Quanto às trincas, devido à textura do substrato, tornou-se difícil definir se seriam do ensaio ou provenientes do processo que produziu a textura.

Se a qualidade dos revestimentos depositados nestes substratos fosse feita somente baseada nestes ensaios, nenhuma amostra seria aceita de acordo com informação do fabricante. Mas em relação às considerações científicas, somente os revestimentos depositados nos substratos modificados 2 seriam de melhor qualidade, seguidos pelo substrato convencional revestido por Futura e por fim os modificados 1, revestidos tanto por Futura quanto por Helica. Já o substrato convencional revestido por Helica seria inaceitável, e não seria utilizado.

Estes resultados estão de acordo com os resultados obtidos no trabalho de Breidenstein e Denkena (2013), que avaliaram a adesão de acordo com a norma VDI 3198. Os pesquisadores avaliaram cinco superfícies revestidas pelo processo PVD (quatro tratadas a laser e uma sem

tratamento) e mostraram que superfícies produzidas por remoção de feixe laser com entrada de calor elevado, que são mais rugosas e consiste em material fundido e poros profundos, exibiram boas propriedades de adesão. Dentre as superfícies tratadas a laser, a superfície mais rugosa ofereceu a melhor adesão.



**Figura 4.23** – Indentações realizadas nos revestimentos Futura e Helica sem polimento no substrato modificado 2.

Para melhor entendimento da resposta tribológica destes revestimentos, neste estudo decidiu-se também realizar o teste de riscamento para avaliar as superfícies.

O teste de riscamento foi realizado em doze amostras retiradas das brocas, sendo que em cada amostra foram realizados três riscos de 3 mm, numa direção ortogonal à textura do substrato, ou no máximo, em uma direção que não fosse paralela à textura: na convencional utilizou-se como referência os riscos da retificação e nas modificadas a direção das texturas. Isto porque, para a realização do teste deveriam ser feitos três riscos sempre paralelos uns aos outros, e talvez a direção ortogonal da textura não permitiria a produção de três riscos.

Os filmes foram submetidos à mesma variação linear crescente em módulo de carga (1 a 100N), representado pela força normal ( $F_z$ ). A força lateral ( $F_x$ ) está relacionada com a força de atrito e durante o trajeto do indentador ela poderá sofrer variações significativas, dependendo dos tipos de falhas experimentados pelo filme. A carga crítica ( $L_c$ ) é definida como, a força normal aplicada em um revestimento sobre um determinado substrato específico que resulta ou é

observado em um evento de falha/dano específico, bem definido e reconhecível no teste de riscamento (ASTM C1624, 2010). Quanto menor o valor de  $L_c$  menor é a adesão do revestimento ao substrato. Vale ressaltar que a norma ASTM C1624, define várias cargas críticas na trilha do risco como  $L_{c1}$ ,  $L_{c2}, \dots$ ,  $L_{cn}$ , conforme o aparecimento dos vários tipos de falhas/danos que ocorrem nos diversos materiais. Nesta tese, foi definido que a carga crítica em todos os substratos e revestimentos seria aquela onde houvesse exposição do substrato, ou seja, pelo MEV seria identificado o elemento tungstênio, que é o elemento em maior quantidade no metal duro.

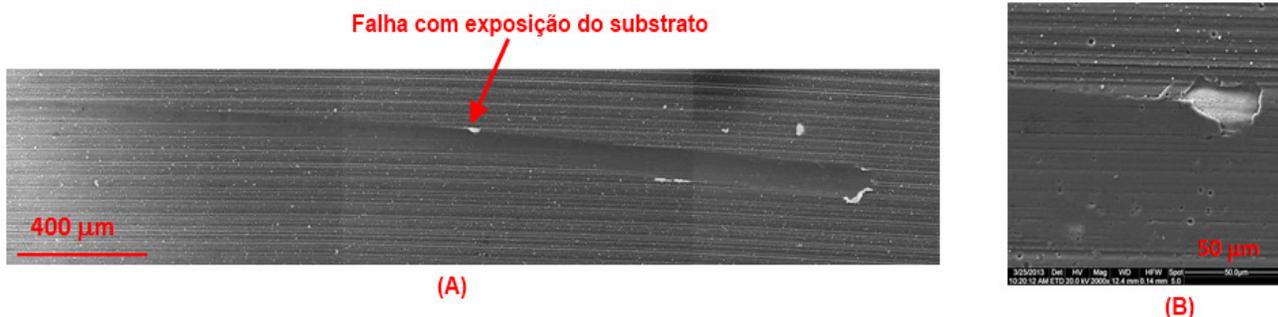
O coeficiente de atrito (COF), que representa a resistência ao riscamento da superfície, também gerado pelo *software* do equipamento, será apresentado como resultado do teste. É muito importante ressaltar que, o COF adquirido pelo ensaio de riscamento não pode ser interpretado literalmente como o coeficiente de atrito definido em literatura ( $\mu = F_{\text{atrito}}/F_{\text{normal}}$ ). Isto porque, em um ensaio de riscamento com carga crescente como foi o caso dos ensaios desta tese, a resistência ao risco é também afetada pelo aprofundamento do penetrador na amostra, a uma profundidade que pode variar de amostra para amostra. A comparação da resistência ao riscamento, devida somente às diferenças intrínsecas da superfície (material + topografia), seria mais correta se não houvesse esse aprofundamento. Com o aprofundamento, o material formado à frente do indentador, gera também uma resistência que é contabilizada pelo sensor.

Pelo fato da rugosidade de todas as amostras ser superior à relatada na norma ( $R_a < 0,5 \mu\text{m}$ ), a ponta da indentador era verificada no microscópio ótico a cada troca de amostras montadas na mesa. Perry, Valli e Steinmann (1988), que avaliaram a carga crítica durante testes de riscamento em várias amostras, concluíram que após 40 amostras testadas o desgaste do indentador poderia influenciar na carga normal. Assim, na décima primeira amostra o indentador foi trocado, pois se percebeu pequena alteração no diâmetro do mesmo, evitando-se assim que o desgaste da ponta influenciasse nos resultados.

As Figuras **4.24 a 4.26** mostram as imagens (obtidas pelo MEV) dos três riscos realizados nas amostras revestidas com Futura sem polimento com substrato convencional, modificado 1 e modificado 2, respectivamente.

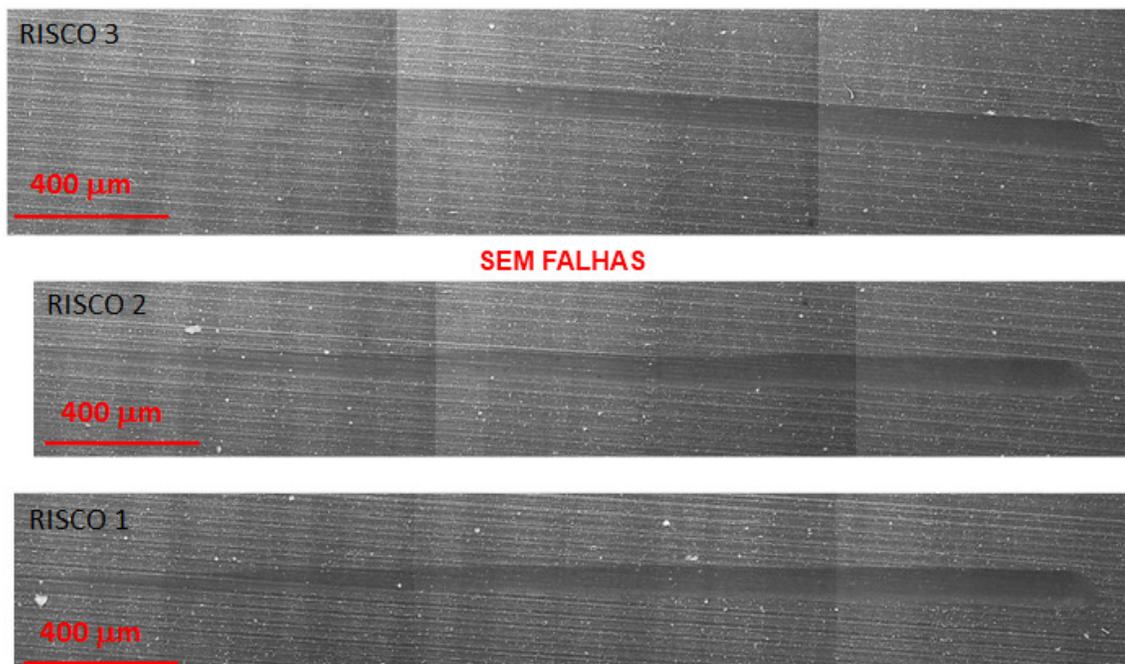
A **Figura 4.24** mostra o risco do ensaio da amostra com substrato convencional (A) e a ampliação da falha (B). Nesta amostra, por motivos técnicos, não foi possível realizar três riscos e nas considerações finais será considerando apenas um risco. Para esta amostra a carga crítica ocorreu na força normal de 59,19 N a 1,76 mm do início do risco. Percebe-se que mais duas

falhas aconteceram, sendo que a última ocorreu quase no final do risco, porém nestas falhas não houve exposição do substrato.



**Figura 4.24** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Futura e sem polimento.

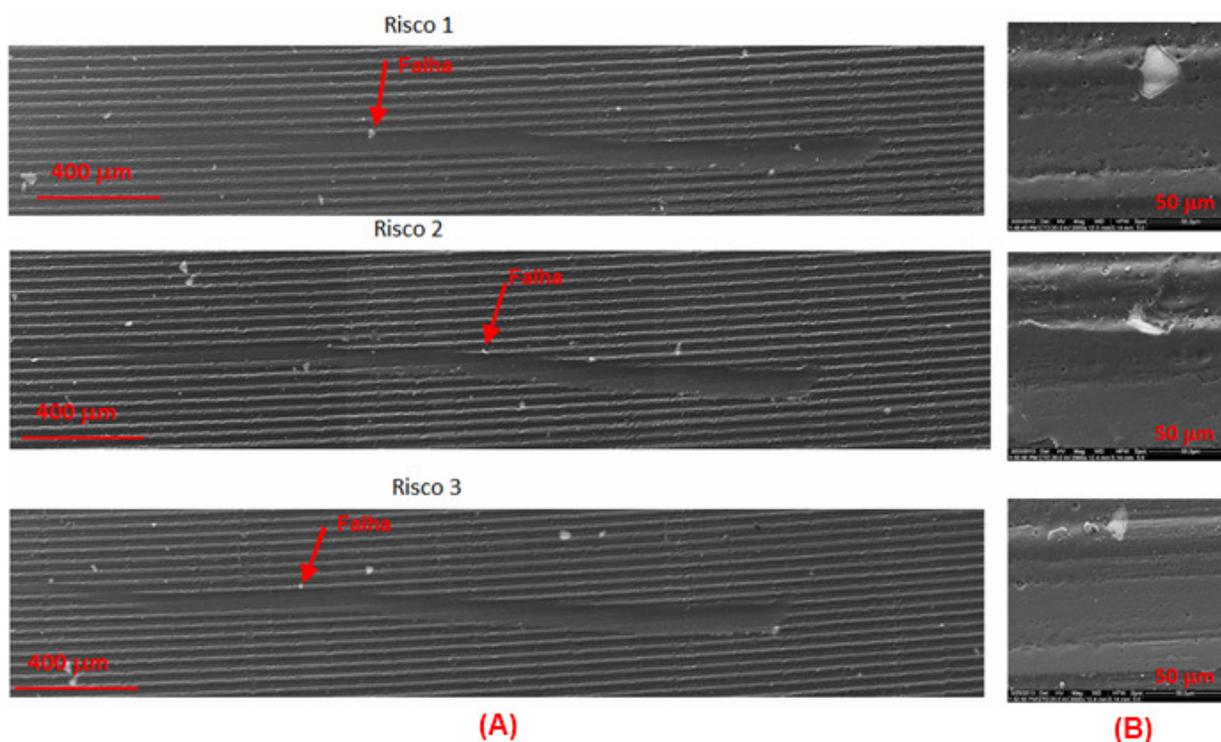
Para a amostra modificada 1, em nenhuma trilha dos riscos houve falhas com exposição do substrato, como pode ser observado na **Figura 4.25**.



**Figura 4.25** – Trilha dos três riscos do ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Futura e sem polimento.

Nos riscos produzidos na amostra modificada 2, as cargas crítica foram  $L_c = 48.44, 65.11$  e  $46.20$  N, a respectivamente  $1.36, 1.93$  e  $1.43$  mm do início do risco. Para esta amostra ocorreram poucas falhas na trilha do risco, como pode ser observado na **Figura 4.26** que mostra os pontos onde ocorreram as cargas críticas. Para as superfícies modificadas era de se esperar mais falhas

nas trilhas, devido à maior rugosidade, incentivadas pelos desgastes dos picos, e isto não ocorreu. Pode ser que para esta carga os picos ainda suportam o deslizamento do indentedor sem se fraturarem.

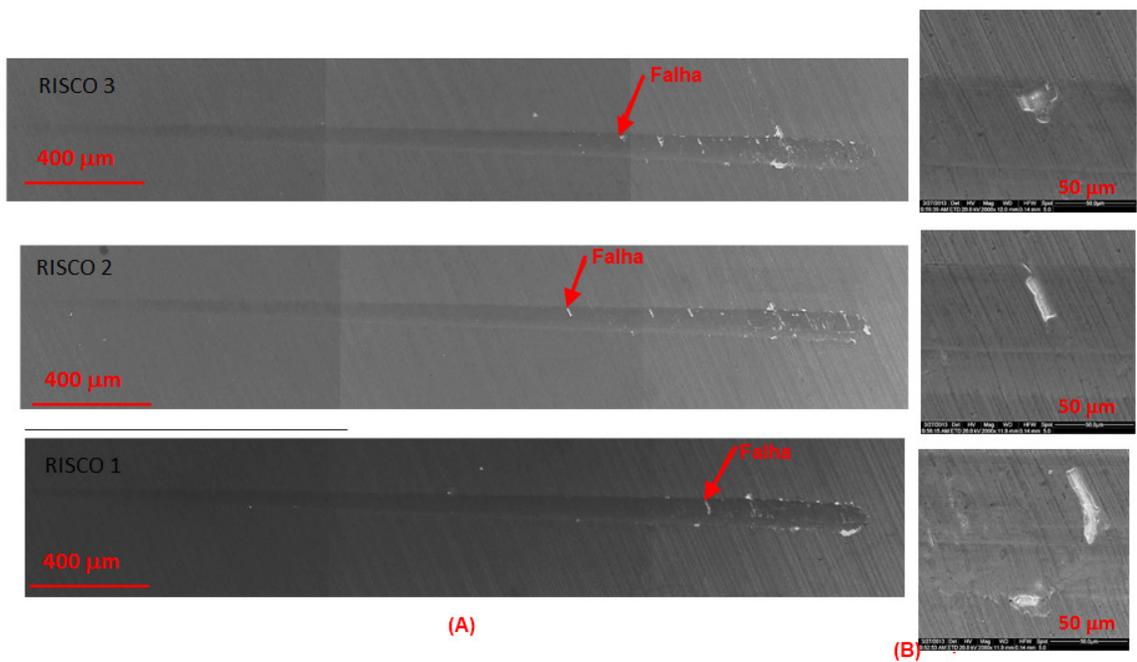


**Figura 4.26** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Futura e sem polimento.

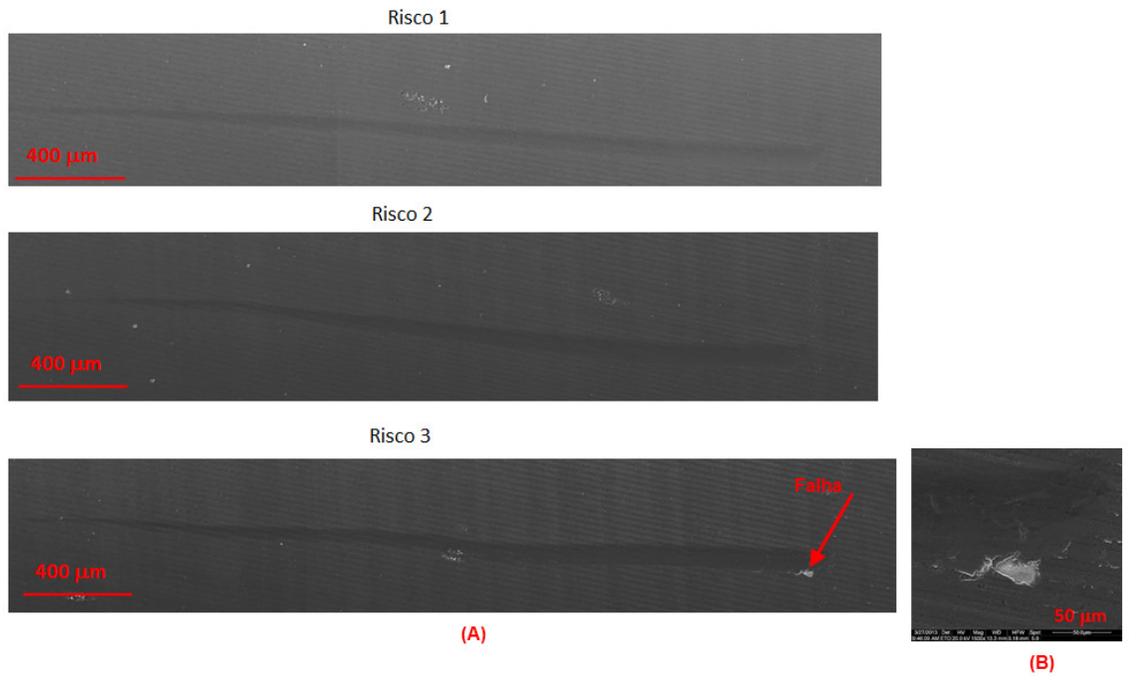
Quanto aos substratos revestidos com Futura e submetidos ao processo de polimento, os riscos estão mostrados nas **Figuras 4.27 a 4.29**.

A Figura 4.27 mostra os três riscos da amostra revestida com Futura polida e substrato convencional. Nesta amostra os três riscos das réplicas não apresentaram falhas antes da carga crítica, e as falhas se concentraram no final da trilha. Nos três riscos das réplicas as cargas críticas foram 72.84, 67.60 e 82.16 N, a 2.17, 2.01 e 2.45 mm do início da trilha, respectivamente. Comparando com a superfície sem polimento para o mesmo substrato, percebe-se que esta não apresentou falhas constantes ao final do risco.

Na amostra com substrato modificado 1 em apenas uma réplica ocorreu falha, e esta se deu a 98,39 N e 2.94 mm, como pode ser visto na **Figura 4.28**. Percebe-se que nesta amostra o indentedor não teve um deslocamento linear e, como mencionado, isto pode estar relacionado à rugosidade ou a direção dos riscos predominantes na amostra (riscos da retificação ou da textura).

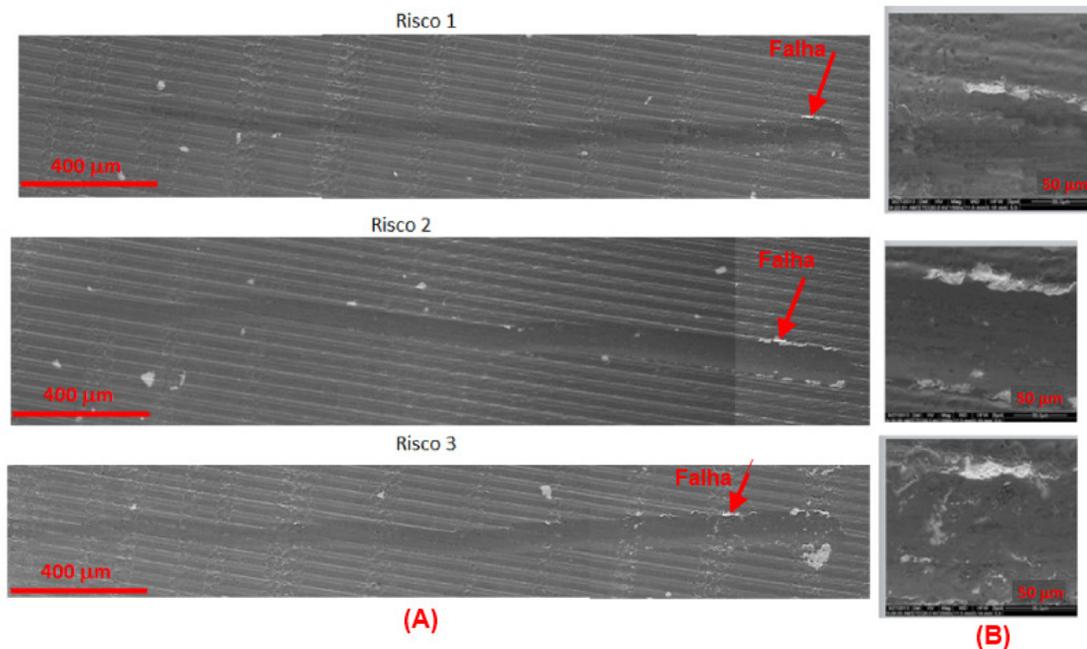


**Figura 4.27** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Futura e com polimento.



**Figura 4.28** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Futura e com polimento.

A **Figura 4.29** mostra a carga crítica da amostra com substrato modificado 2 revestido com Futura polida. Em todos os riscos as falhas apareceram no final da trilha. As cargas críticas nas três réplicas foram de 96.10, 91.71 e 89.42 N, a 2.87, 2.74 e 2.67 mm do início da trilha, respectivamente.



**Figura 4.29** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Futura e com polimento.

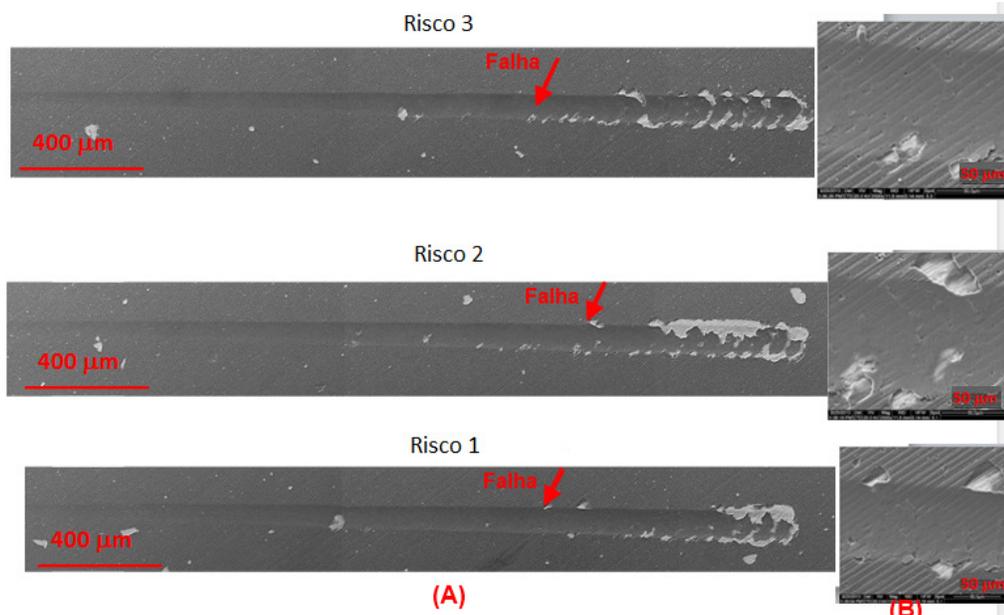
Pelas figuras apresentadas, nota-se que dentre todas as superfícies polidas e sem polimento, as modificadas tenderam a apresentar menor quantidade de falhas na trilha dos riscos. Uma comparação entre as amostras em todas as condições de substrato e revestidas com Futura, pode ser verificada na **Tabela 4.1**. Nas condições em que não se tem o valor da carga crítica é devido ao fato de que não ocorreu rompimento do filme durante os três milímetros de aplicação da carga, isto é, não houve carga crítica. Percebe-se que a superfície modificada 1 tendeu a apresentar menores quantidades de falhas do que as outras superfícies. Com o polimento, o coeficiente de atrito (COF) máximo nas amostras foi maior, na média, para a superfície convencional e modificada 1 e menor para a modificada 2. Sem o polimento a superfície modificada 2 apresentou maior força de atrito máxima dentre as superfícies. A partir destes dados, nota-se que a superfície modificada 1 sem polimento é a que apresenta maior adesão do revestimento (não

apresentou falhas durante a aplicação da força normal), e que oferece menor resistência ao deslizamento do penetrador.

**Tabela 4.1** – Comparação entre carga crítica ( $L_c$ ), distância da  $L_c$  ( $x$ ) e do coeficiente de atrito máximo (COF) para o revestimento Futura.

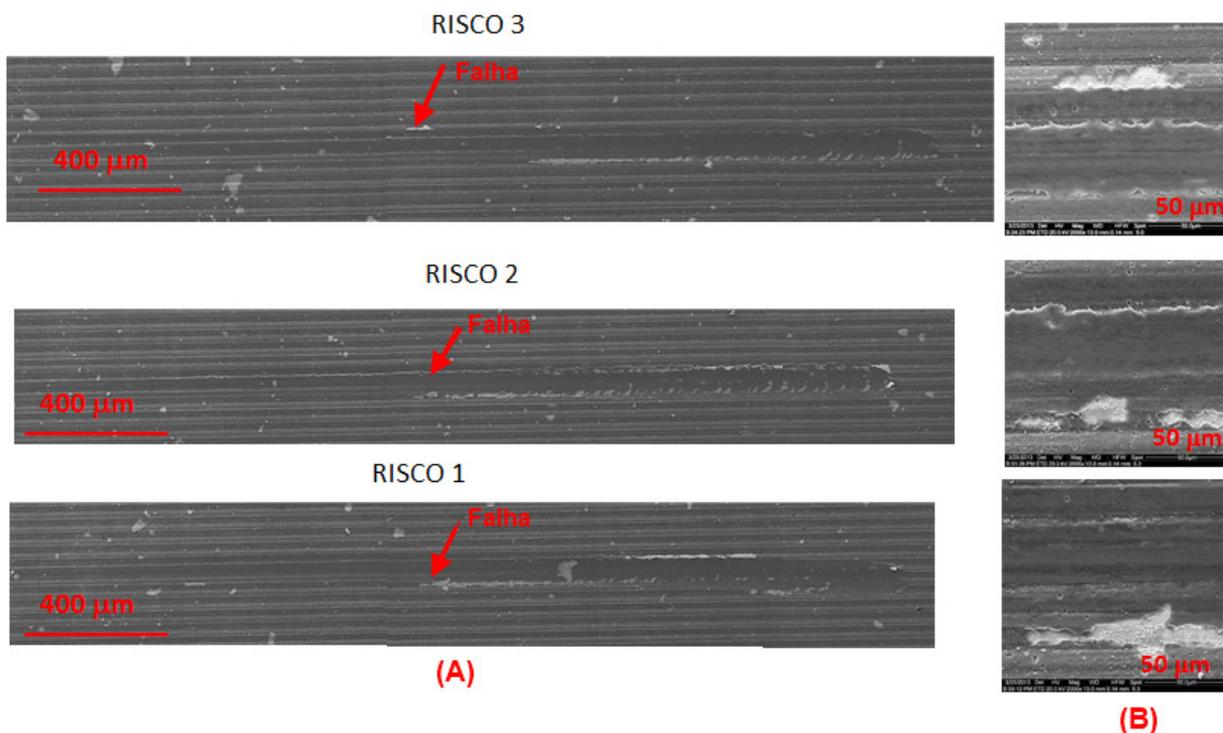
Futura	Substrato	Carga crítica - $L_c$ (N)			Distância da $L_c$ - $x$ (mm)			COF máximo			
		Risco 3	Risco 2	Risco 1	Risco 3	Risco 2	Risco 1	Risco 3	Risco 2	Risco 1	MÉDIA
Sem polimento	Convencional		59,19			1,760			1,38		1,38
	Modificada 1							1,14	1,15	1,08	1,12
	Modificada 2	48,44	65,11	46,20	1,365	1,935	1,430	1,81	1,79	1,82	1,81
Polido	Convencional	72,84	67,60	82,16	2,175	2,015	2,455	1,67	1,77	1,77	1,74
	Modificada 1	98,39			2,945			1,64	1,58	1,22	1,48
	Modificada 2	96,10	91,71	89,42	2,676	2,740	2,877	1,39	1,58	1,37	1,45

As **Figuras 4.30 a 4.32** mostram as trilhas dos riscos nas amostras Helica sem polimento com substrato convencional, modificado 1 e modificado 2, respectivamente. As cargas críticas ( $L_c$ ) na superfície convencional nas três réplicas do ensaio foram de 72.14, 78.23 e 74.59 N e ocorreram a  $x = 2.15, 2.33$  e  $2.22$  mm do início da trilha, respectivamente. Pela **Figura 4.30** nota-se que depois da carga crítica a quantidade de falhas aumentou. Se forem comparadas as amostras das ferramentas Futura e Helica sem polimento com substrato convencional, percebe-se que os revestimentos possuem comportamentos diferentes, pois a Futura (**Figura 4.24**) apresentou menor quantidades de trincas e suas trincas (localizadas na borda da trilha) possuem aspectos diferentes das apresentadas pela Helica (na borda e no interior da trilha).



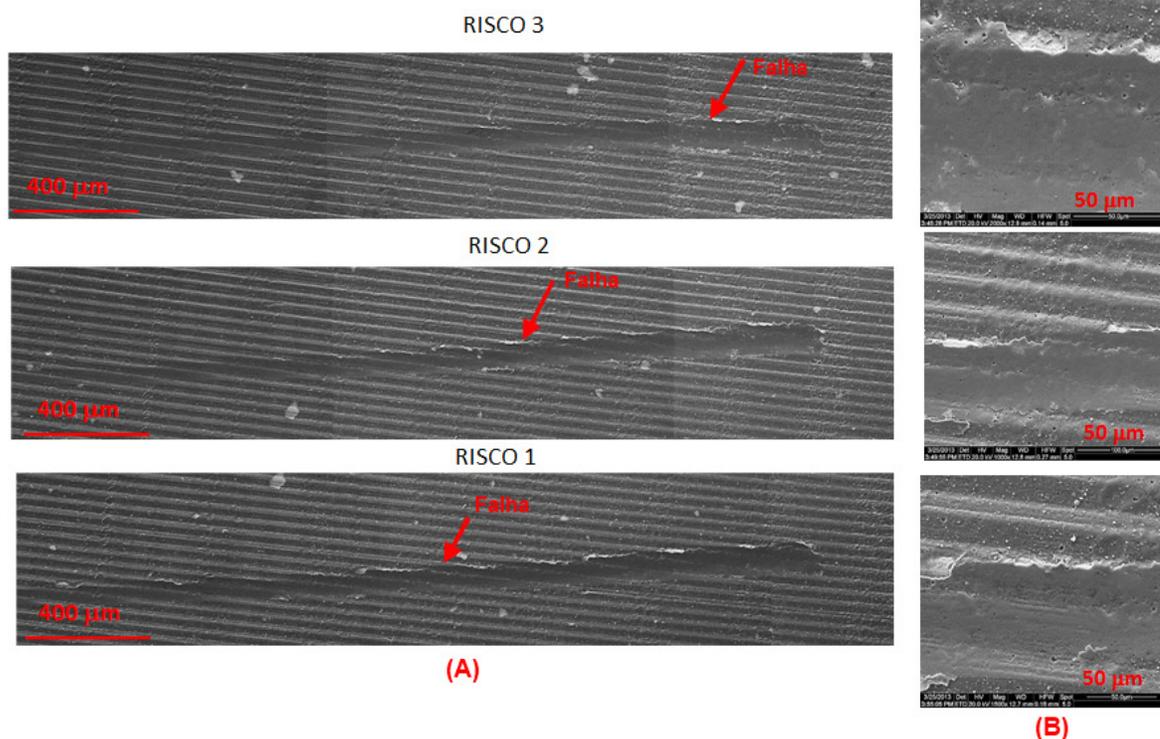
**Figura 4.30** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Helica e sem polimento.

A trilha do risco produzida na amostra modificada 1, como pode ser visto na **Figura 4.31**, apresentou delaminações frequentes a partir de um certo ponto depois da carga crítica, e isto foi observado nos três riscos produzidos. A carga crítica nas três réplicas do ensaio foram  $L_c = 56.24$ ,  $57.55$  e  $53.48$  N a uma distância de  $1.67$ ,  $1.71$  e  $1.58$  mm do início da trilha, respectivamente. Comparando-se a trilha desta amostra com a obtida no mesmo substrato revestido por Futura (**Figura 4.25**), novamente se percebe o comportamento diferente dos revestimentos, pois a Futura não apresentou falhas.



**Figura 4.31** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Helica e sem polimento.

Na amostra com substrato modificado 2 também verificou-se delaminações do revestimento após a carga crítica, como mostrado na **Figuras 4.32**. Para esta amostra as três réplicas do ensaio tiveram carga crítica de  $89.07$ ,  $67.71$  e  $58.42$  N respectivamente, a uma distância de  $2.67$ ,  $2.02$  e  $1.74$  mm do início da trilha, respectivamente. Analisando o mesmo substrato revestido com Futura (**Figura 4.26**), nota-se que houve menor quantidade de delaminação no revestimento Futura que no revestido Helica.

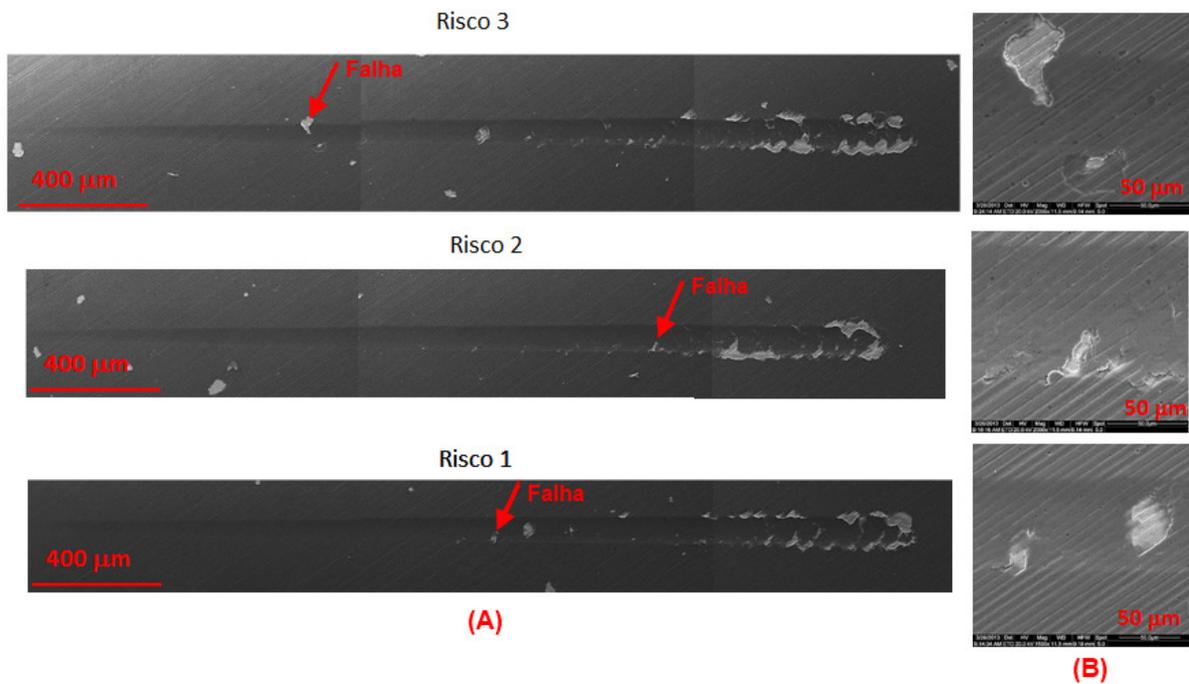


**Figura 4.32** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Helica e sem polimento.

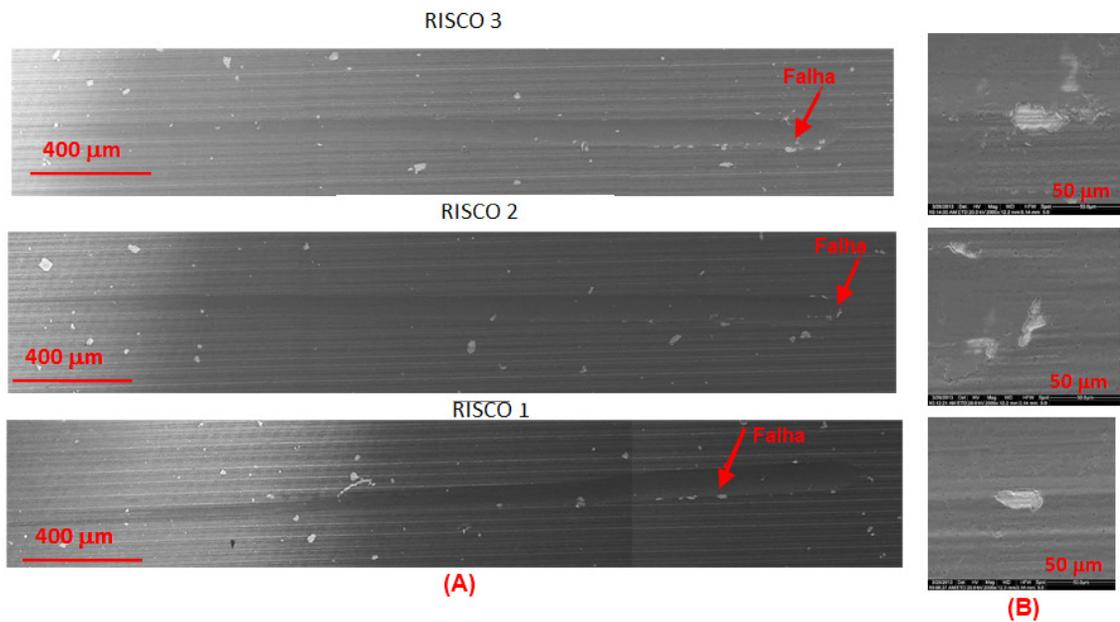
Comparando os resultados do ensaio de riscamento nas amostras sem o processo de polimento, percebe-se que, como esperado, o comportamento do revestimento Futura é diferente do Helica, pois possuem propriedades diferentes. Quando se analisa os mesmos substratos, nota-se que no revestimento Helica aparecem mais delaminações do que no revestimento Futura.

As **Figuras 4.33 a 4.35** mostram as trilhas dos riscos para as amostras revestidas com Helica polida. As amostras revestidas com Helica com substrato convencional apresentaram cargas críticas nas três réplicas  $L_c = 38.95, 77.72$  e  $58.68$  N, a  $1.14, 2.3$  e  $1.74$  mm do início da trilha, respectivamente. Apesar de uma das amostras ter apresentado falha em um comprimento bem menor do que as demais, nota-se que as delaminações se concentraram em todas as amostras no final da trilha, como pode ser observado na **Figura 4.33**.

As cargas críticas nas três réplicas para a amostra com substrato modificado 1 ocorreram mais no final da trilha, com  $L_c 96.89, 99.9$  e  $85.27$  N, a  $2.89, 2.99$  e  $2.56$  mm do início da trilha, respectivamente, como pode ser observado na **Figura 4.34**. Nesta amostra nota-se que não houve tantas delaminações como ocorreu com o mesmo substrato sem polimento (**Figura 4.31**).

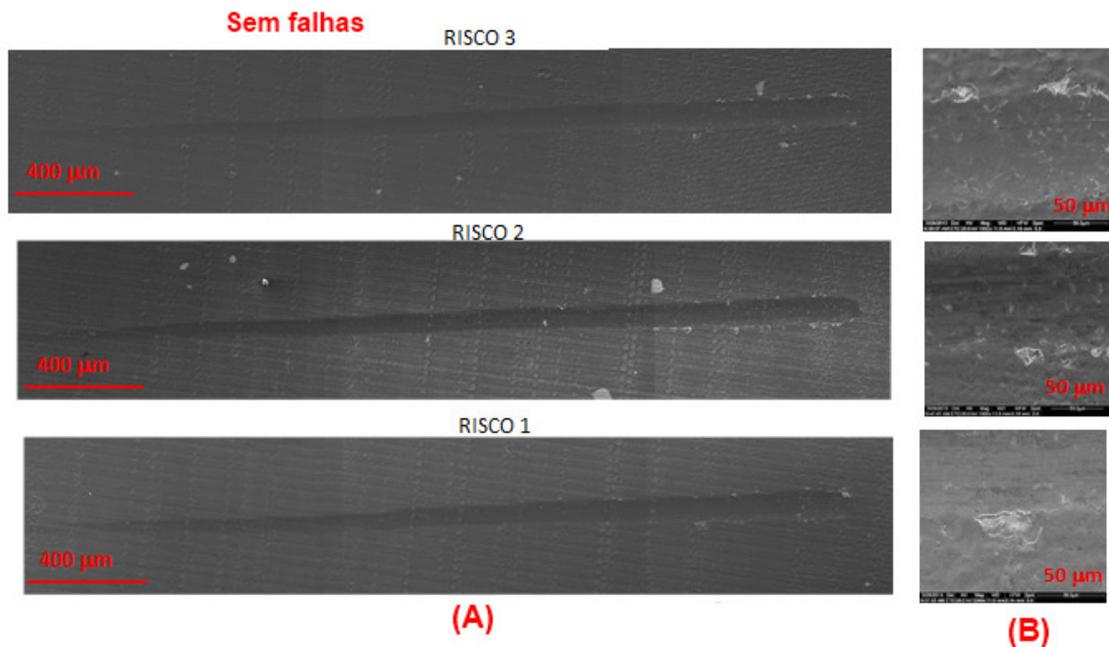


**Figura 4.33** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato convencional, revestido por Helica e com polimento.



**Figura 4.34** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato modificado 1, revestido por Helica e com polimento.

Diferentemente do esperado, por ter valores altos de rugosidade, a amostra com substrato modificado 2 não apresentou nenhuma falha com exposição do substrato nas três trilhas analisadas, como pode ser visto na **Figura 4.35**.



**Figura 4.35** – Trilha do risco (A) e a ampliação da falha (B) do ensaio na amostra com substrato modificado 2, revestido por Helica e com polimento.

Uma comparação entre as amostras polidas e sem polimento em todas as condições de substrato e revestidas com Helica, pode ser verificada na **Tabela 4.2**. Percebe-se que a carga crítica teve menor variação nas superfícies convencional e modificada 1, na condição sem polimento. Já na superfície modificada 2, existe grande variação da carga crítica obtida nas diversas réplicas. Com o polimento a carga crítica na superfície convencional diminuiu muito, na superfície modificada 1 a carga crítica cresceu e na modificada 2 não houve carga crítica. Nota-se que as falhas ocorreram depois da metade do risco (ver distância da  $L_c$  na **Tabela 4.2**, com exceção do risco 3 na convencional polida). Na condição sem polimento, a superfície modificada 2 obteve, na média, o menor coeficiente de atrito. Já com o polimento a superfície convencional obteve, na média, o menor COF máximo.

**Tabela 4.2** - Comparação entre carga crítica ( $L_c$ ), distância da  $L_c$  ( $x$ ) e do coeficiente de atrito máximo (COF) para o revestimento Helica.

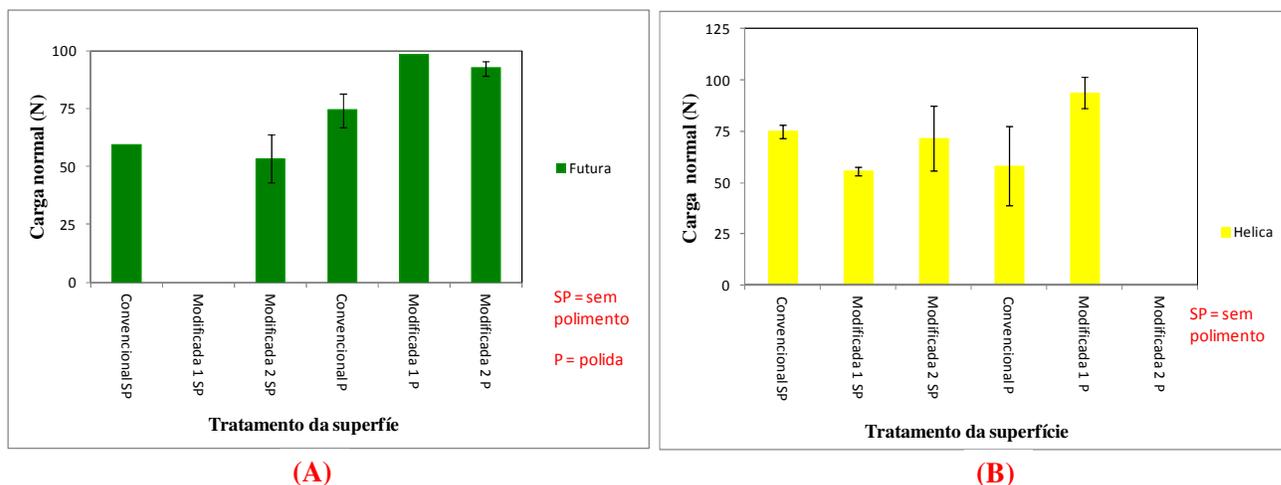
Helica	Substrato	Carga crítica - $L_c$ (N)			Distância da $L_c$ - $x$ (mm)			COF máximo			
		Risco 3	Risco 2	Risco 1	Risco 3	Risco 2	Risco 1	Risco 3	Risco 2	Risco 1	MÉDIA
Sem polimento	Convencional	72,14	78,23	74,59	2,150	2,335	2,225	1,47	1,58	1,45	1,50
	Modificada 1	53,48	57,55	56,24	1,585	1,710	1,670	1,53	1,44	1,37	1,45
	Modificada 2	89,07	67,71	58,42	2,675	2,020	1,745	0,91	0,71	0,68	0,77
Polido	Convencional	38,95	77,72	58,68	1,145	2,320	1,745	1,39	1,38	1,41	1,39
	Modificada 1	96,89	99,90	85,27	2,890	2,990	2,560	1,88	1,83	1,73	1,81
	Modificada 2							1,55	1,41	1,47	1,48

Analisando-se os resultados, percebe-se que para o revestimento Helica o polimento diminuiu a carga crítica (resultado ruim) e o coeficiente de atrito máximo na amostra com substrato convencional (resultado bom). Nas amostras modificadas, o polimento aumentou a carga crítica (resultado bom) e o COF máximo (resultado ruim). Neste revestimento os resultados foram inversos se comparados com as superfícies convencional e modificadas. No revestimento Futura, o polimento aumentou  $L_c$  (resultado bom) e o COF máximo (resultado ruim) na amostra com substrato convencional. No substrato modificado 1 o polimento manteve alto o  $L_c$  (resultado bom) e aumentou o COF máximo (resultado ruim), e no substrato modificado 2 aumentou  $L_c$  (resultado bom) e diminuiu o COF máximo (resultado bom). Com esta análise, pode-se dizer que o substrato modificado 2 revestido com Futura polida foi o que alcançou melhor desempenho.

Analisando apenas as falhas, nota-se que o substrato modificado 2 tem tendência a apresentar menor quantidade de falhas com exposição de substrato, dentre todos os substratos (comparar **Figuras 4.24 a 4.35**). Este resultado pode confirmar a hipótese de que com o aumento da rugosidade se consegue maior ancoragem mecânica do revestimento no substrato. Quanto aos revestimentos, como já esperado, as amostras apresentaram comportamento de falhas diferentes, pois apresentam propriedades diferentes. E também pode ser verificado que, para o revestimento Futura, quando as falhas atingiram o substrato, a exposição foi em menor dimensão.

Portanto, com o ensaio se pretendia avaliar o substrato com maior adesão do revestimento, e esta avaliação se dá analisando os valores da carga crítica. Quanto maior a carga crítica, maior a adesão. Além disso, o melhor resultado se tem quando, em 3 mm de risco, não se rompe o filme de revestimento e, assim, não se tem carga crítica. Ao plotar as cargas críticas alcançadas nos ensaios (**Figura 4.36**), percebe-se que a amostra modificada 1 sem polimento foi a melhor dentre os revestimentos Futuras, seguida pelas modificada 1 polida e modificada 2 polida. Já na Helica a melhor é a modificada 2 polida, seguida pela modificada 1 polida. Em relação ao COF, como não foi medido o aprofundamento do indentador nas amostras, fica difícil prever uma hipótese para as amostras, pois para cada condição de substrato houve muita variação. Analisando apenas a superfície modificada 1 (**Tabelas 4.1 e 4.2**), percebe-se que, tanto no revestimento Futura quanto no Helica, o COF máximo tende a diminuir quando se passa da condição polida para sem polimento. E os valores são maiores para o revestimento Helica. Este fato pode estar relacionado aos picos de rugosidade, que nas polidas são menores fazendo com que o indentador leve mais tempo para se aprofundar, e à característica do material do revestimento (para cada revestimento,

a quantidade de material à frente do indentedor se comporta de maneira diferente). Portanto, percebe-se que devido à topografia diferentes das amostras, não se consegue de maneira geral realizar uma comparação entre elas. Mas o que se pode inferir é que o substrato modificado 2, provavelmente, como comentado em relação às falhas neste substrato, possibilita maior travamento mecânico do revestimento.



**Figura 4.36** – Carga crítica média dos três riscos produzidos nas amostras, para o revestimento Futura (A) e Helica (B).

#### 4.1.4 Tensão residual

Foram realizados ensaios na interface substrato/revestimento e no revestimento. Nos ensaios de tensão residual para o revestimento não se obteve sucesso. Primeiramente foi realizada a varredura angular com geometria Bragg-Brentano, como descrito anteriormente, variando o ângulo ( $\theta$ ) de 20 a 120°. Com esta geometria não se conseguiu definir os picos da difração de raios-X e foi utilizado o método razante ou de baixo ângulo, em que o ângulo entre a fonte laser (feixe incidente) e a superfície é mantido constante. Nos ensaios este ângulo não foi superior a dois graus.

Mesmo utilizando desta técnica o software não conseguiu definir os picos, principalmente no revestimento Helica. Isto pode estar relacionado a uma série de fatores, como o coeficiente de absorção dos materiais para um feixe particular (cada material absorve o feixe de forma diferente) e a intensidade do feixe, que estão relacionados com a profundidade de penetração do

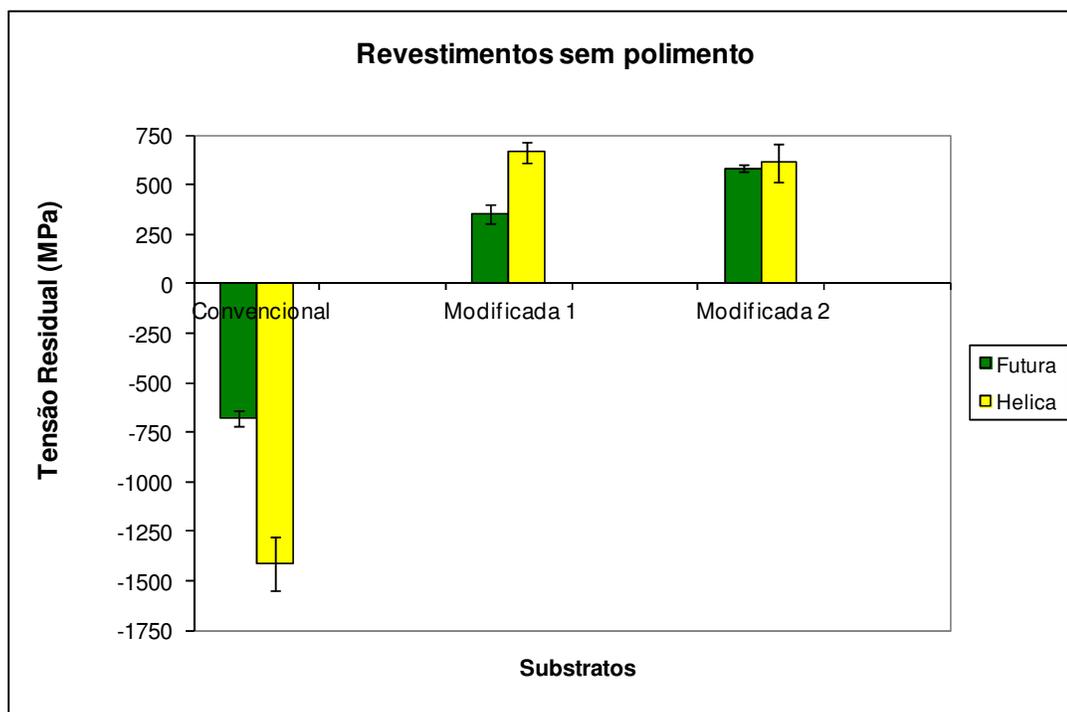
feixe na amostra do material. A maior quantidade de picos identificados para o revestimento Futura pode estar relacionado com um melhor coeficiente de absorção do feixe de cobre neste revestimento do que no revestimento Helica. Porém, um dos motivos para a não definição dos picos nos dois revestimentos pode estar relacionado à intensidade do feixe. Esta diminui exponencialmente com a profundidade do material. Em outras palavras, a atenuação (perda de potência do sinal) é proporcional à distância percorrida pelo feixe dentro de um material. Portanto, a contribuição para o feixe difratado das camadas ou planos, torna-se menor nos níveis mais baixo do material. Além disso, o feixe difratado ainda tem que sair do material, viajando assim por mais material e sofrendo mais atenuação (Fitzpatrick et al., 2005). Apesar de que com a utilização de ângulo rasante se espera que a penetração do feixe seja pequena no material, os defeitos existentes nas superfícies dos filmes podem fazer com que o feixe viaje mais e sofra mais atenuação.

Outra consideração a respeito da Helica, é que este revestimento possui multicamadas com composição diferentes, o que deixa o feixe laser dependente tanto da atenuação quanto da absorção diferente em cada camada, dificultando ainda mais a viagem do feixe. De acordo com a patente deste revestimento (Derflinger, 2010), as camadas são compostas pela seqüência AlCrN + [AlCrTiSiN + TiSiN + AlCrTiSiN + AlCrN] + TiSiN, sendo que a seqüência entre colchetes é considerada uma camada que pode aparecer diversas vezes. Provavelmente, essa característica do revestimento influenciou na análise dos picos de difração.

Como se vê, a análise de tensão residual é complexa e depende do conhecimento de uma variedade de parâmetros de entrada para que a variável de saída (no caso a tensão residual) seja confiável. Assim, para que a tensão residual no filme fosse estudada seria necessário um número grande de amostras, maior tempo de uso do difratômetro, o que inviabilizaria a conclusão da tese no tempo previsto. Por isso, neste item serão apresentados apenas os resultados da tensão residual na interface substrato/revestimento.

A **Figura 4.37** mostra os resultados de tensão residual na interface das amostras sem polimento. Nota-se que a tensão no substrato convencional é de compressão e nos modificados de tração. Quanto ao revestimento, o revestimento Futura tende a ter módulos dos valores de tensão menores do que do revestimento Helica, com exceção ao substrato modificado 2, que em ambos revestimentos tiveram valores de tensão estatisticamente iguais. Percebe-se também que com revestimento Helica os valores de tensão foram estatisticamente iguais nos dois substratos

modificados. Os valores obtidos estão de acordo com o estudo realizado por Denkena, Breidenstein e Gerdes (2008), que mostra que o processo de deposição física de vapor diminui a tensão do substrato (ver **Figura 2.21**). Estes autores notaram que o jateamento aumenta a tensão compressiva, mas quando a superfície é submetida a outro tratamento a tensão diminui e após o processo PVD a tensão continua a decrescer. Isto também foi verificado nesta tese, como pode ser visto na **Figura 4.37**, em que com o tratamento das superfícies com os métodos utilizados pelos pesquisadores da Thyssenkrupp fizeram com que o substrato ficasse sobre tensão trativa.

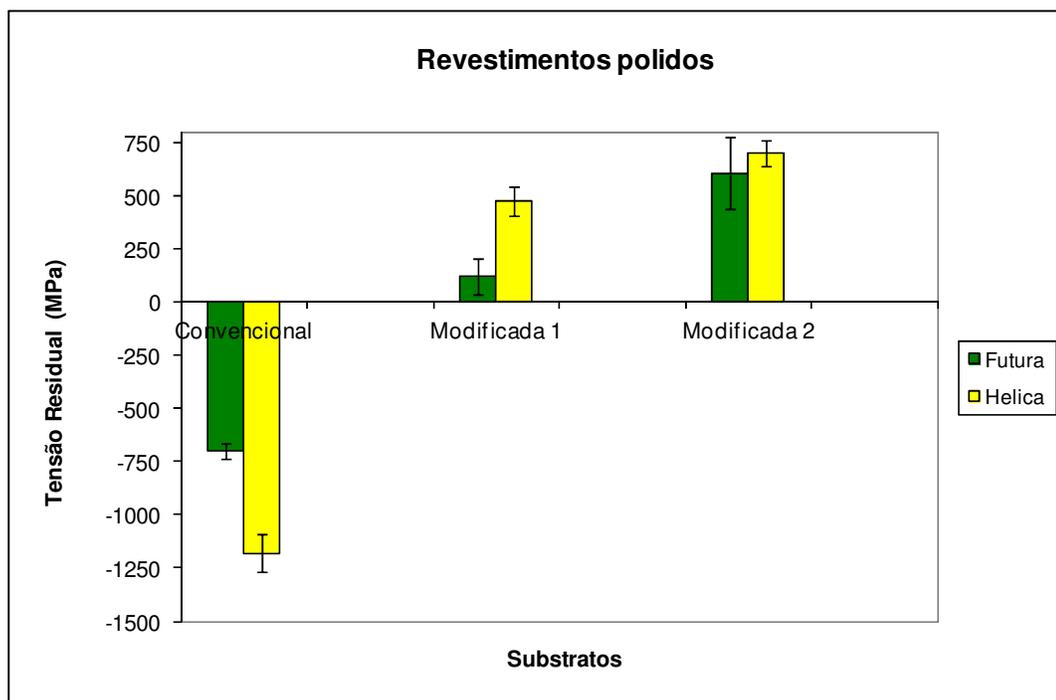


**Figura 4.37** – Tensão residual na interface dos revestimentos Futura e Helica sem polimento nos três tipos de substratos.

Antes do processo de revestimento, a tensão residual das amostras de metal duro sem revestimento com substrato convencional (apenas retificado), modificada 1 e 2, foi medida e conseguiu-se os seguintes resultados:  $\sigma_{\phi} = -675 (\pm 54)$ ,  $+1587 (\pm 71)$  e  $1155 (\pm 67)$  MPa, respectivamente. Comparando o resultado do substrato convencional com os da **Figura 4.37** nota-se que a interação jateamento e processo PVD resultou em uma tensão na interface mais compressiva. O fato da tensão residual ser ainda mais compressiva no revestimento Helica, deve-se ao menor tempo de deposição deste revestimento, pois a temperatura durante o revestimento de PVD pode levar a uma diminuição da tensão de compressão. Algumas investigações demonstraram que devido às condições de resfriamento após o processo, há redução ou mesmo

eliminação das tensões residuais (Denkena, Breidenstein e Gerdes, 2008). Como o revestimento Futura tem maior tempo de deposição, provavelmente as condições de resfriamento são diferentes e maiores do que as da Helica, o que permite uma diminuição maior da tensão compressiva. O mesmo se percebe com os substratos modificados, nos quais o revestimento causou diminuição considerável da tensão em relação ao revestimento Helica, principalmente no substrato modificado 1.

Quando as amostras foram submetidas ao processo de polimento, os valores de tensão residual se alteraram, principalmente nos substratos convencional e modificado 1, como pode ser visto na **Figura 4.38**. Percebe-se que a tensão diminuiu (ficou menos compressiva) na amostra revestida com Helica com substrato convencional e manteve-se similar na Futura com mesmo substrato. Na modificada 1, a tensão diminuiu nos dois revestimentos (ficou menos trativa) e na modificada 2 manteve-se similares para ambos os revestimentos. Portanto, com o processo mecânico de polimento com escovas de alumina foi possível alterar o estado de tensão nas amostras já mencionadas.



**Figura 4.38** – Tensão residual na interface dos revestimentos Futura e Helica polidos nos três tipos de substratos.

Comparando-se os resultados de tensão com os resultados de riscamento, nota-se que ao revestir a superfície de metal duro com Futura a tensão na interface é menor do que com

revestimento Helica, o que resulta em uma maior resistência ao risco. Por outro lado, quando a tensão na interface é trativa, o revestimento tende a possuir maior ancoragem, pois como observado nos ensaios de riscamento, a superfície possui menor quantidade de falhas com exposição do substrato. Os resultados ainda poderiam ser mais bem explicados, se os resultados de tensão no filme tivessem sido estudados. Possivelmente, o estado de tensão no filme do revestimento Futura é diferente do revestimento Helica, e a interação da tensão no substrato e na interface poderiam complementar o ensaio de riscamento. Isto porque uma amostra em que a interface e o filme possuem tensão de sinais iguais ou opostos, certamente tem comportamentos tribológicos diferentes.

## **4.2 Caracterização das ferramentas de corte após o processo de usinagem**

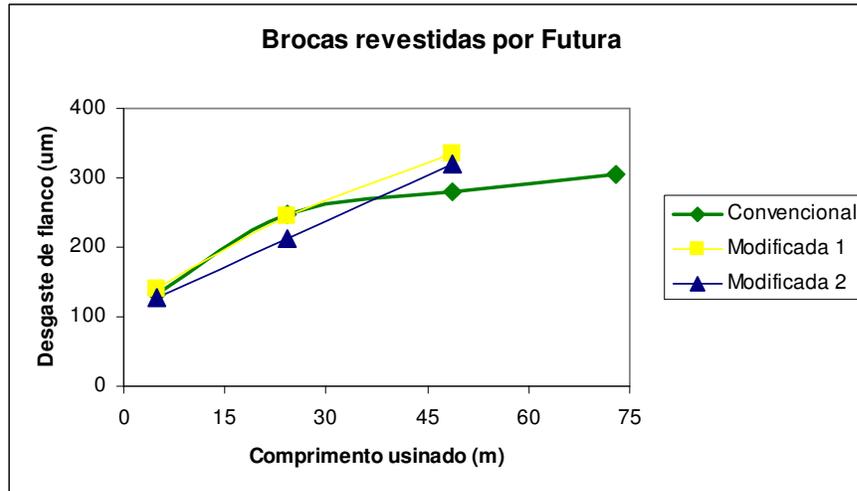
Neste item serão apresentados os resultados do tempo de vida das ferramentas, os esforços de corte e a análise dos desgastes e seus mecanismos (caracterização das superfícies depois da usinagem). As curvas de vida e dos esforços de corte apresentadas neste item serão os resultados de um teste, já que as réplicas foram similares tanto para a vida da ferramenta como para os esforços de corte.

### **4.2.1 Desgaste das Ferramentas**

Como relatado no **item 3.2**, em cada corpo de prova utilizado nos ensaios de usinagem foram realizado 64 furos com comprimento de 76 mm. Para evitar a frequente parada dos ensaios para medir os desgastes nas arestas de corte, foi prevista a parada de ensaio a cada quatro blocos usinados (256 furos). O fim de um ensaio se dava quando o desgaste de flanco  $V_B$  atingia 0,3 mm ou quando o comprimento de avanço furado atingia 70 metros.

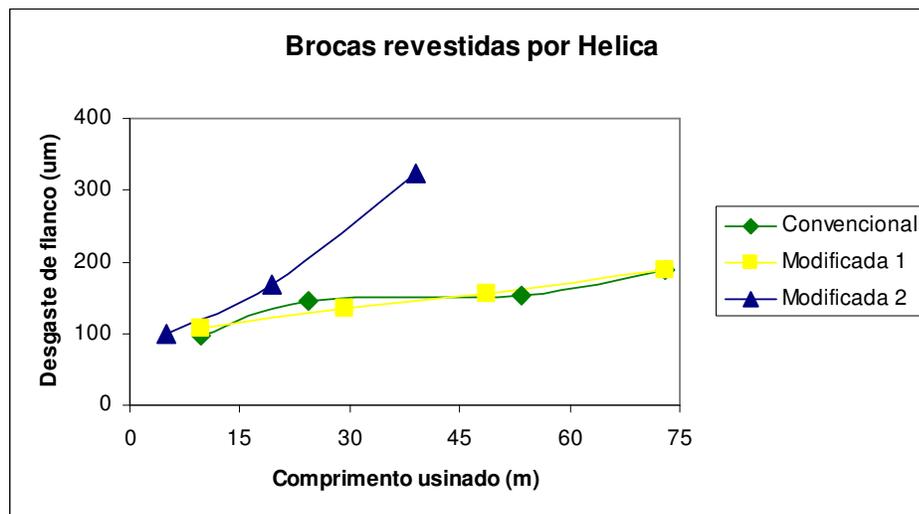
As **Figuras 4.39 e 4.40** mostram as curvas de desgaste de flanco das brocas versus o comprimento de avanço para as brocas com revestimento Futura e com revestimento Hélica sem polimento, respectivamente. Pode-se ver na **Figura 4.39** que as modificações feitas na textura do

substrato da broca não melhoraram seu desempenho quando o revestimento Futura foi utilizado. Vê-se nesta figura que as brocas modificadas atingiram o valor máximo de desgaste com 46 m furados, enquanto a broca com substrato convencional somente atingiu este valor de desgaste com mais de 70 m furados.



**Figura 4.39** – Desgaste de flanco versus comprimento furado para as brocas revestidas por Futura nas três superfícies com velocidade de corte de 114 m/min.

Nos ensaios com as brocas revestidas com Helica (**Figura 4.40**), as brocas com superfície convencional e modificada 1 apresentaram valor de desgaste de flanco menor que 0,2 mm aos 70 m furados, enquanto a broca com substrato modificado 2 já havia atingido VB = 0,3 mm com cerca de 40 m furados.

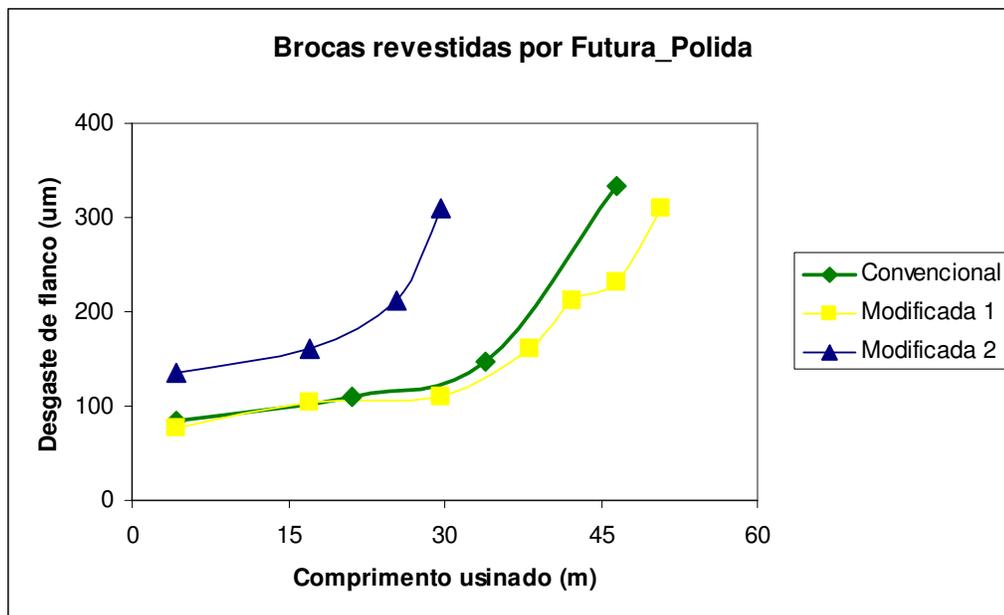


**Figura 4.40** – Desgaste de flanco versus comprimento furado para as brocas revestidas por Helica nas três superfícies com velocidade de corte de 114 m/min.

Vê-se então que, nesta velocidade de corte, as modificações feitas nos substratos das brocas não surtiram o efeito desejado, isto é, seus desempenhos foram menores ou iguais àqueles conseguidos com a broca convencional. Vê-se também nestas figuras que a revestimento Hélica comportou-se melhor que o revestimento Futura na furação deste aço na velocidade de corte  $v_c = 114$  m/min.

As **Figuras 4.41 e 4.42** mostram as curvas de desgaste de flanco das brocas versus o comprimento de avanço para as brocas com revestimento Futura e Helica polidas, respectivamente. Vale ressaltar que, na velocidade de 114 m/min foram ensaiadas as superfícies não polidas e na velocidade de 137 m/min as superfícies revestidas polidas.

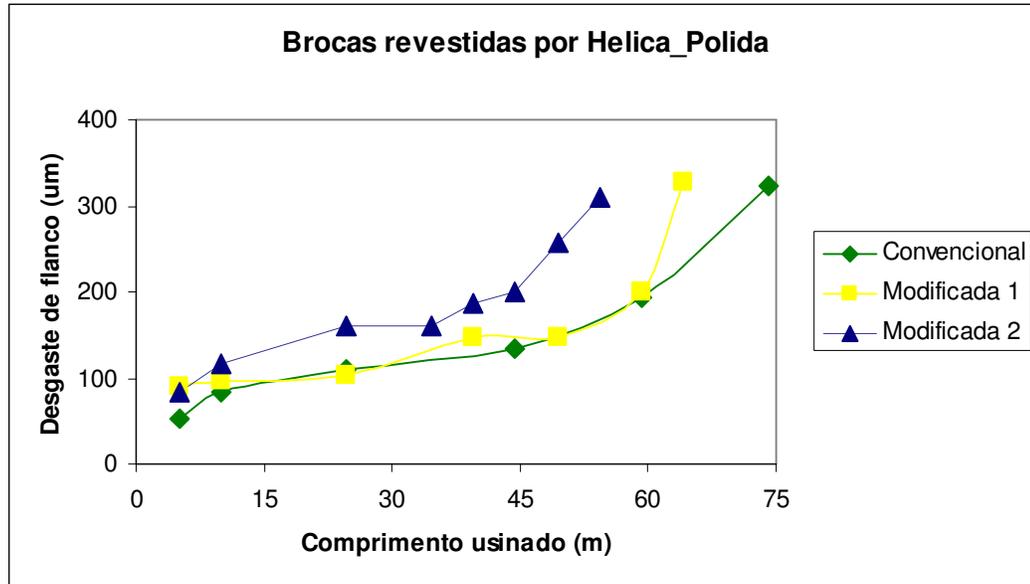
Pela **Figura 4.41** nota-se que a superfície modificada 1 alcançou vida um pouco maior do que a convencional (diferença de aproximadamente 5 metros), com praticamente o mesmo desgaste de flanco, e a modificada 2 alcançou menor vida entre as três superfícies.



**Figura 4.41** – Desgaste de flanco versus comprimento furado para as brocas revestidas por Futura nas três superfícies polidas com velocidade de corte de 137 m/min.

Já com o revestimento Helica (ver **Figura 4.42**) a superfície convencional alcançou maior vida, seguida pela modificada 1 e por fim a modificada 2. Percebe-se que a superfície convencional alcançou os 70 metros de comprimento de avanço furado com desgaste de flanco (VB) 0,3 mm ou menor. Como os desgastes das ferramentas não eram verificados a cada bloco usinado, não se pode afirmar com certeza se a ferramenta atingiu ou não 70 metros antes de VB

de 0,3 mm. Comparando-se **Figuras 4.41 e 4.42**, percebe-se que a ferramenta revestida com Helica foi melhor que a ferramenta revestida com Futura para todos os tratamentos da superfície.



**Figura 4.42** – Desgaste de flanco versus comprimento furado para as brocas revestidas por Helica nas três superfícies polidas com velocidade de corte de 137 m/min.

Analisando os resultados, pode-se dizer que na velocidade de corte  $v_c = 137$  m/min, o tipo de ferramenta que obteve a melhor vida foi aquela com tratamento convencional da superfície e revestimento Helica.

#### 4.2.2 Esforços de corte

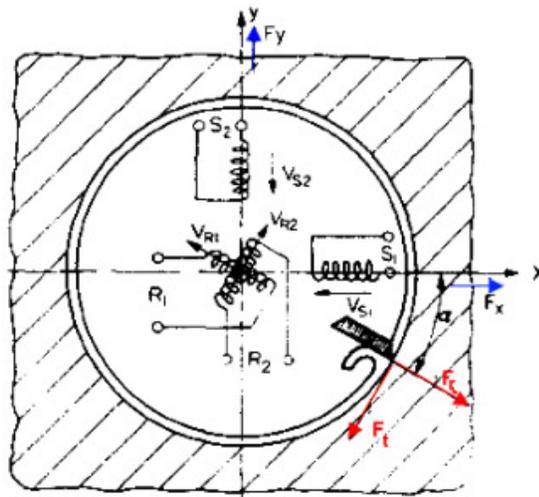
Durante os ensaios de usinagem também foram medidos os esforços de corte. Esse procedimento era realizado no corpo de prova fixado no dinamômetro sempre depois que a broca já tinha usinado um bloco (64 furos). Isso era repetido até que a broca alcançasse o fim de vida. Depois de adquiridos os valores das forças, os dados eram tratados, fazendo as conversões informadas na **Tabela 3.4**. Durante o corte, uma broca helicoidal é basicamente submetida a esforços de torção (devido à rotação da broca) e a esforços de compressão devido ao avanço da broca. Assim, para se estimar os esforços de um processo de furação, basta calcular-se o momento torsor e a força de avanço do processo (Diniz, Marcondes e Coppini, 2008). Dessa

maneira, deve-se transformar as forças obtidas na direção X e Y, em forças radiais ( $F_r$ ) e tangenciais ( $F_t$ ). Para se achar estas componentes das forças foram utilizadas as **Equações 4.1 e 4.2** sugeridas por Taglia e Tani (1982), conforme o esquema de força mostrado na **Figura 4.43**.

Como as direções do esquema coincidem com as direções positivas do centro de usinagem utilizado no experimento, as equações foram utilizadas sem alteração dos sinais.

$$F_r = F_x * \cos \alpha - F_y * \sin \alpha \quad \text{Equação 4.1 (Taglia e Tani, 1982)}$$

$$F_t = -F_x * \sin \alpha - F_y * \cos \alpha \quad \text{Equação 4.2 (Taglia e Tani, 1982)}$$



**Figura 4.43** – Esquema de superposição na área de corte (Taglia e Tani modificado 1982).

Os esforços da direção X e Y foram adquiridos pelo *software LabView*, como dito anteriormente. O ângulo  $\alpha$  foi obtido em função da rotação utilizada no ensaio e do número de dados obtidos por segundo. Por exemplo, a rotação utilizada para velocidade de corte de 114 m/min foi de aproximadamente 53 rotações por segundo, e a taxa de aquisição dos sinais de 2000 pontos/segundo. Portanto, em uma volta tem-se 37,7 pontos e, assim, o ângulo percorrido pela broca entre dois pontos amostrados sucessivamente era aproximadamente a  $\alpha = 9,5^\circ$ . Tomou-se como ponto de  $\alpha = 0^\circ$  quando a força na direção X era mínima. Com estes cálculos obteve-se a força de corte e com esta o momento torsor ( $M_t$ ), como dado pelas **Equações 4.3 e 4.4**.

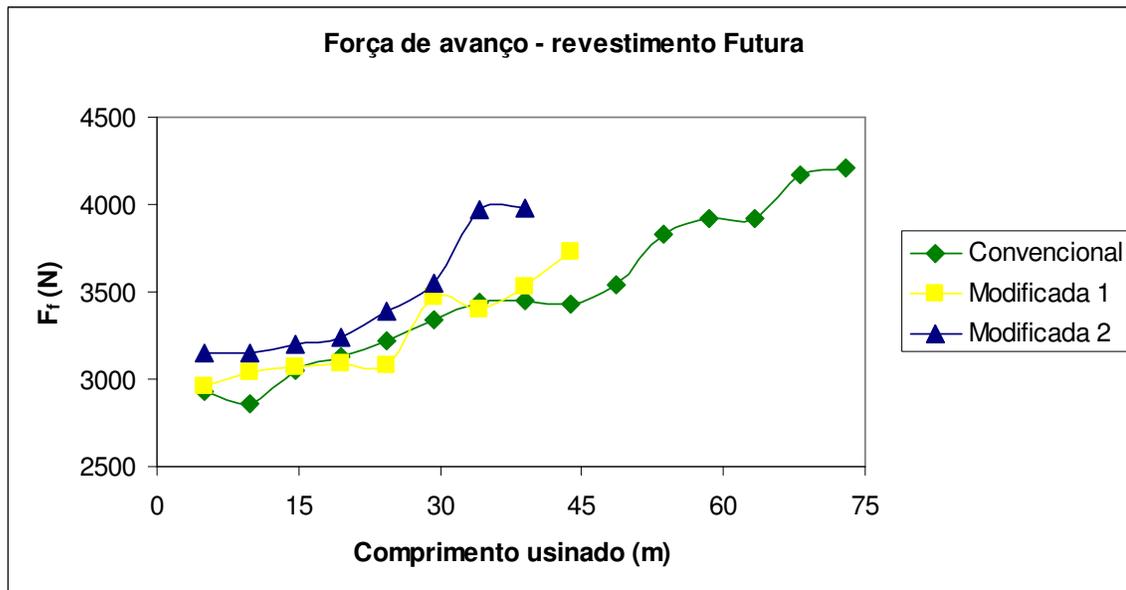
$$F_c = \sqrt{F_r^2 + F_t^2} \quad \text{Equação 4.3}$$

$$M_t = \frac{F_c * d}{4}$$

**Equação 4.4**

Onde  $F_c$  é a força de corte e  $d$  o diâmetro da broca.

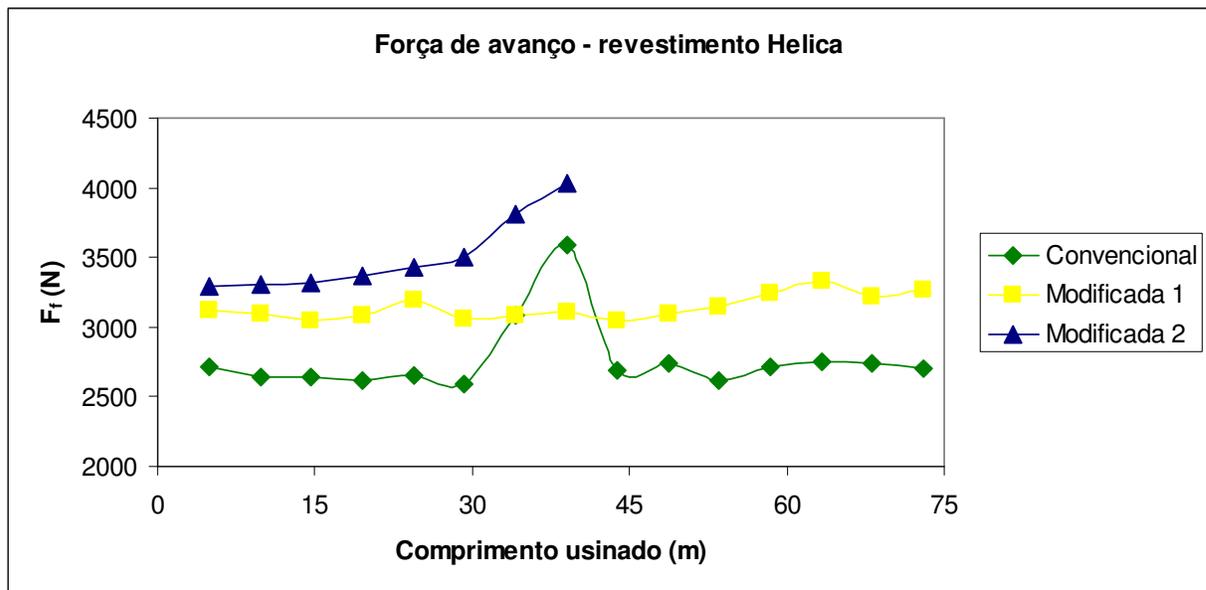
As **Figuras 4.44 e 4.45** mostram a força de avanço obtida nos ensaios com ferramenta sem polimento ( $v_c = 114$  m/min) contra o comprimento usinado e as **Figuras 4.46 e 4.47** mostram o momento torsor, obtido de acordo com os cálculos citados nas **Equações 4.1 a 4.4**, também contra o comprimento usinado.



**Figura 4.44** – Força de avanço nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies com  $v_c = 114$  m/min.

Percebe-se que os valores da força de avanço nas ferramentas revestidas por Futura (**Figura 4.44**) crescem com o aumento do comprimento usinado. Para as ferramentas revestidas por Helica, na convencional e modificada 1, a força de avanço é mais constante, apesar da ocorrência de um pico de força quando se utilizou broca com substrato convencional no comprimento usinado de aproximadamente 39 metros (ver **Figura 4.45**). Este efeito pode ter ocorrido devido a algum fenômeno de desgaste, por exemplo, uma porção de material que já tinha aderido à aresta e que neste momento foi arrancada da região de corte. Já para ferramenta com substrato modificado 2, a força teve um aumento maior no fim de ensaio quando se utilizou ferramenta com revestimento Helica. Considerando o revestimento, essa variação possivelmente pode ser atribuída à forma que o desgaste ocorre, como citado por Mo et al. (2007). Os autores

observaram que durante o teste de desgaste os detritos do revestimento a base de AlCrN foram ejetados para fora da região de ensaio e acumulados ao redor da borda, enquanto os do TiAlN não foram lançados para a borda da região da mesma maneira. Devido a isso, o revestimento desgastado do AlCrN tinha superfície lisa, como uma superfície polida, diferente do TiAlN, que pela contínua camada de detritos formada pelo atrito, trituração e compactação, gerou uma grande quantidade de detritos na borda. Isto, com certeza, influenciou o comportamento dos esforços de corte.

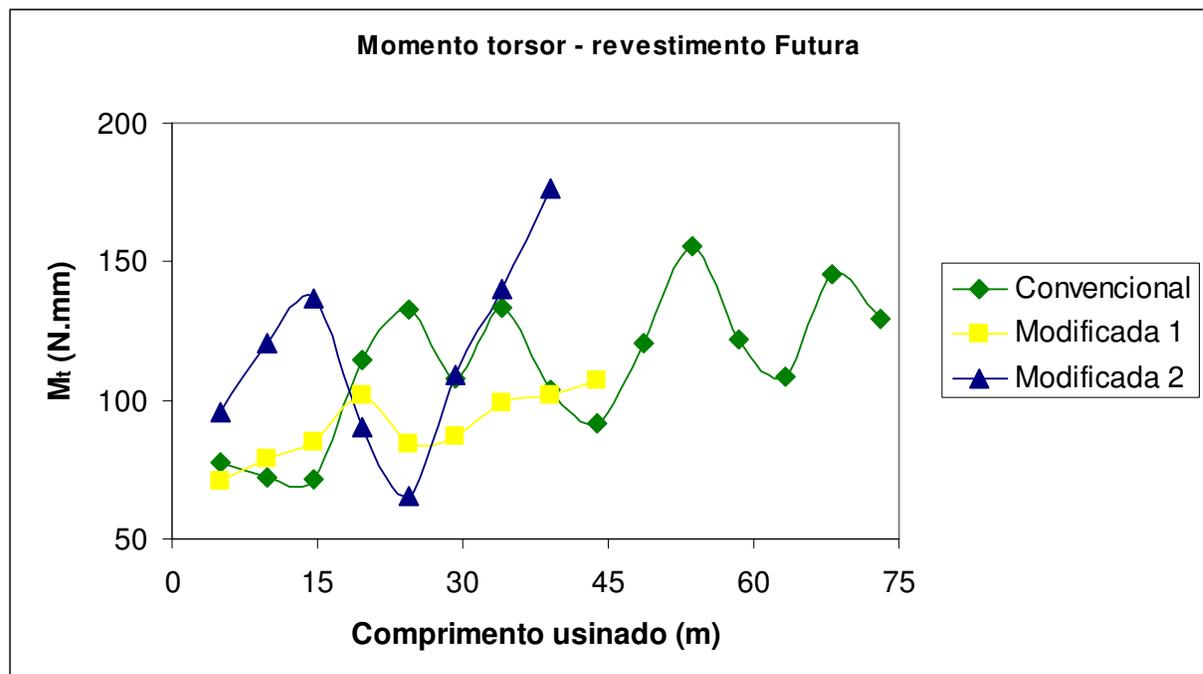


**Figura 4.45** – Força de avanço nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies com  $v_c = 114$  m/min.

Como a força de avanço representa a força na direção Z, e o revestimento Helica (à base de AlCrN) quando desgastado expulsa os detritos para fora da região de corte mais facilmente do que do revestimento Futura (à base de TiAlN), a variação da força ao longo do comprimento usinado é menor, pois a aresta mantém praticamente a mesma forma durante o corte. Já com o revestimento Futura, a aresta muda de forma mais vezes ou de forma mais brusca, devido aos detritos expulsos da região de corte, o que faz com que o esforço mude bruscamente.

Há que se analisar também que, nos ensaios com broca Futura, o tratamento do substrato não influenciou o valor da força no início do ensaio (quando a broca não tinha desgaste). Porém, quando se utilizou broca Helica, a ferramenta com substrato convencional gerou força de avanço menor desde o início do ensaio. Quando se analisa o momento torsor (**Figuras 4.46 e 4.47**),

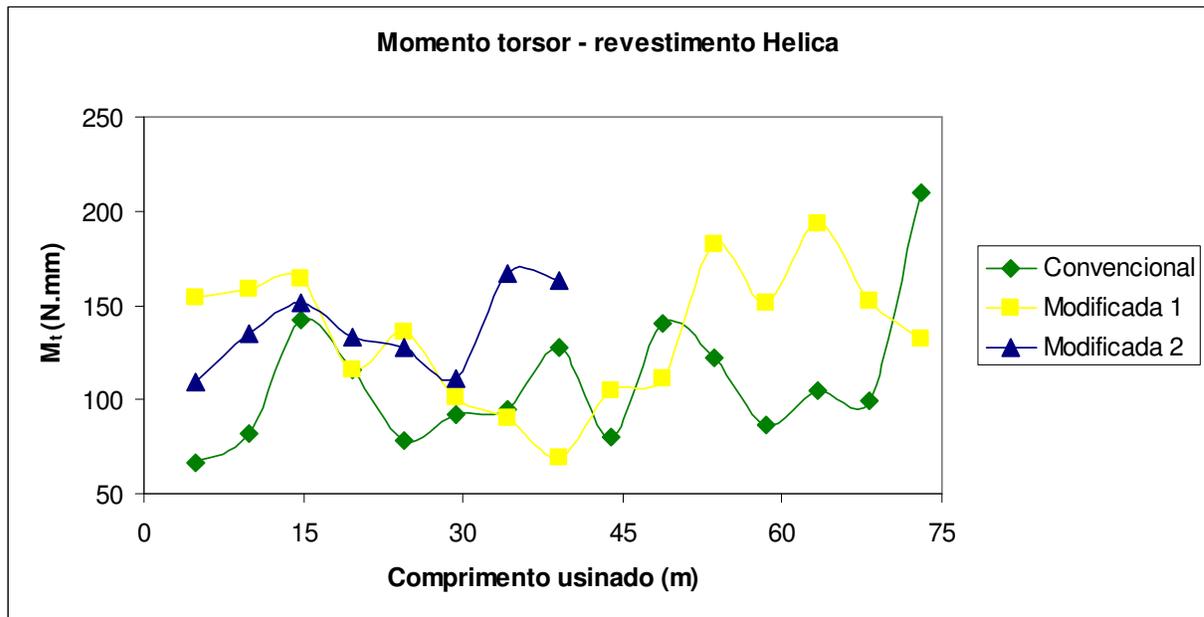
percebe-se que os valores variam a cada comprimento usinado, em todos os revestimentos e superfícies. Como ele é composto por duas componentes de força medidas no dinamômetro a variação é maior que na força de avanço. Diferentemente da força de avanço, no momento torsor a mudança da geometria da região de corte se reflete nas duas direções. Como os detritos dos revestimentos são expulsos para a borda da região de corte de forma diferente para cada revestimento, ora uma componente é influenciada pela região livre de detritos, ora é influenciada pela região com detritos, gerando amplitudes diferentes de variação.



**Figura 4.46** – Momento torsor nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies ( $v_c = 114$  m/min).

Comparando as **Figuras 4.46 e 4.47** nota-se também que o momento torsor nas ferramentas revestidas por Futura tem maior variação, mas seus valores estão entre 60 a 150 Nmm, aproximadamente. Já para as ferramentas revestidas por Helica a variação é menor, mas os valores são maiores, em torno de 60 a 200 Nmm. Toda essa variação se dá tanto pelas características de desgaste de cada revestimento (já explicado anteriormente) quanto da rugosidade de cada superfície. A variação dos esforços já se confirmava quando se fazia a medição do desgaste ao longo dos ensaios. Nas brocas revestidas por Futura era difícil distinguir a região desgastada da não desgastada. Mesmo limpando as brocas no ultrassom, não se conseguia tornar a região do desgaste mais visível, levando muitas vezes a uma interpretação errada do fim de vida da ferramenta. Ainda vale ressaltar, que a variação não está ligada apenas

ao desgaste de flanco VB, o qual se referiu para a parada do ensaio, mas durante o corte outros desgastes ocorriam simultaneamente, o que também contribuiu para maior ou menor esforço. Várias vezes durante os ensaios, em certos momentos de corte (em um ou até três furos) a potência da máquina aumentava e o ensaio era interrompido julgando-se que a ferramenta já havia alcançado o critério estabelecido de fim de ensaio. Quando se analisava o desgaste VB ele continuava o mesmo do último ensaio, comprovando que outros desgastes prevaleceram durante um momento de corte, e não o de flanco.



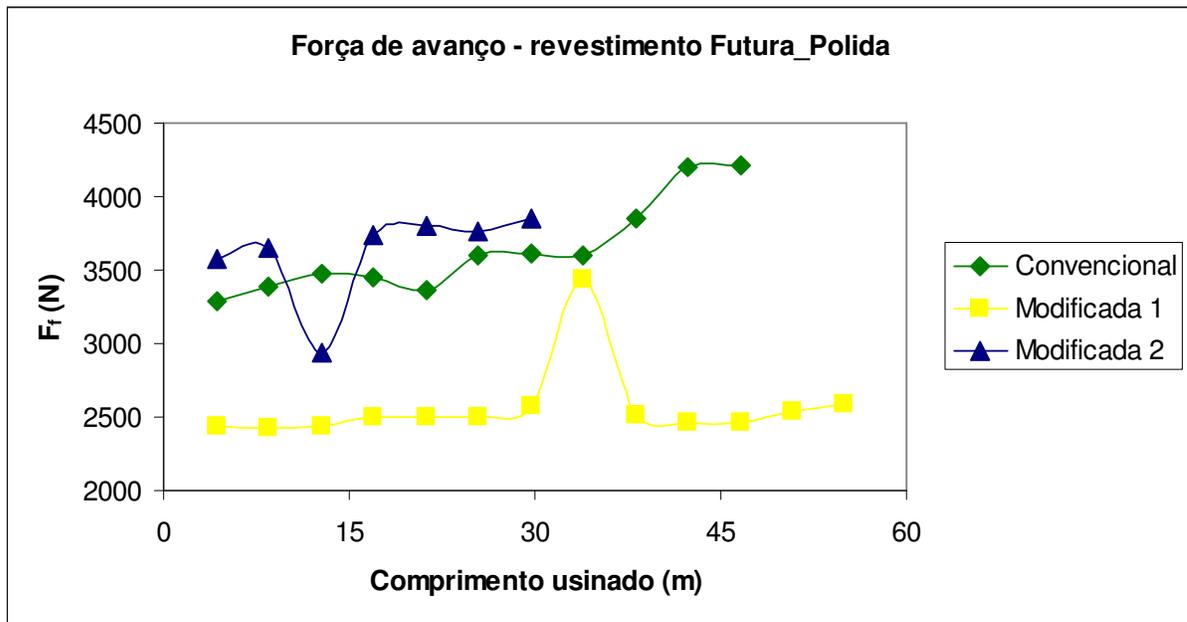
**Figura 4.47** – Momento torsor nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies ( $v_c = 114$  m/min).

Analisando a ferramenta com superfície modificada 2, observa-se que a mesma obteve o maior desgaste e maior variação dos esforços de corte ao longo de sua vida. Isso já era esperado quando se calculou o parâmetro de rugosidade  $R_{pk}$  (altura reduzida dos picos) desta superfície, que é de aproximadamente 3 vezes maior que das outras superfícies. Como este parâmetro representa a porção do topo da superfície que será desgastada nos primeiros instantes do contato, a superfície modificada se desgasta mais rapidamente, pois nos primeiros contatos do corte possivelmente a camada de revestimento nos picos é retirada e a partir deste momento o desgaste se acelera, incentivado até pelas partículas do revestimento removido que, ao serem arrastadas pelos movimentos de usinagem, atrim contra a ferramenta. Quando se compara as ferramentas com superfícies convencional e modificada 1, nota-se que a força de avanço tem a mesma tendência (de crescimento para a broca Futura e de constância com o comprimento usinado para a

broca Helica), mas o momento torsor tem alguma divergência. No revestimento Futura a superfície modificada 1 teve valores menores de momento torsor e no revestimento Helica no início e fim de ensaio, os valores foram contrários, com aumento de um e diminuição de outro.

Com relação às duas superfícies, convencional e modificada 1, pode-se relembrar que os parâmetros de rugosidade se assemelharam, o desgaste das ferramentas com estes substratos foram semelhantes quando se utilizou ferramenta Helica e os esforços de corte foram similares. Porém, um parâmetro de rugosidade chama a atenção para uma possível comparação: o  $R_k$  (profundidade da rugosidade central, que caracteriza a porção da superfície que influenciará no desempenho e na vida do componente analisado). Como o  $R_k$  da superfície modificada 1 é maior do que da superfície convencional, pode ser que ao desgastar os picos do perfil, a superfície modificada 1 terá uma porção maior para suportar os desgastes.

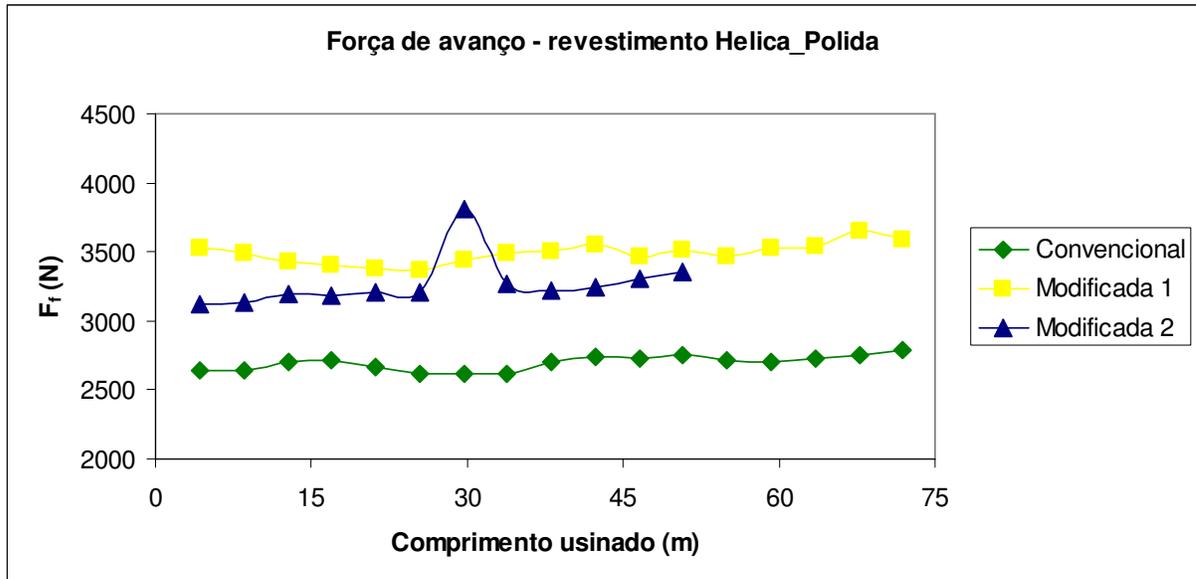
Os esforços de corte também foram analisados na velocidade de 137 m/min para as brocas polidas e os resultados estão representados nas **Figuras 4.48 e 4.49**, para as brocas revestidas com Futura e Helica, respectivamente.



**Figura 4.48** – Força de avanço nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies polidas com  $v_c = 137$  m/min.

Pelas figuras nota-se que a força de avanço foi menor para a superfície modificada 1 revestida por Futura, porém no revestimento Helica a superfície convencional foi a que apresentou menor força. Diferentemente do que ocorreu com as brocas sem polimento, nestes

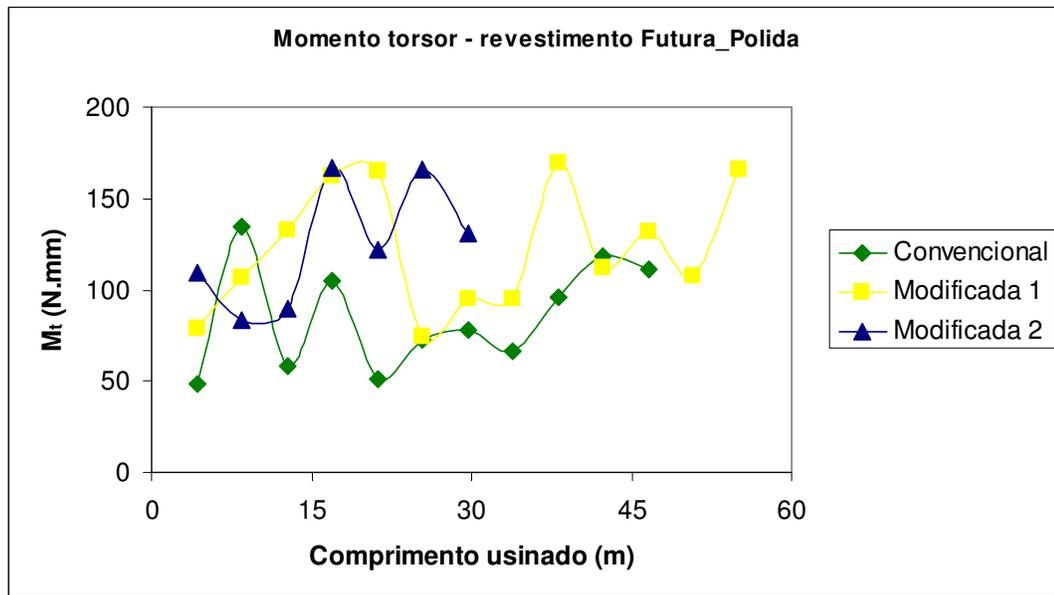
ensaios a força de avanço pouco cresceu com o comprimento usinado, com exceção do que ocorreu no ensaio com broca Futura convencional.



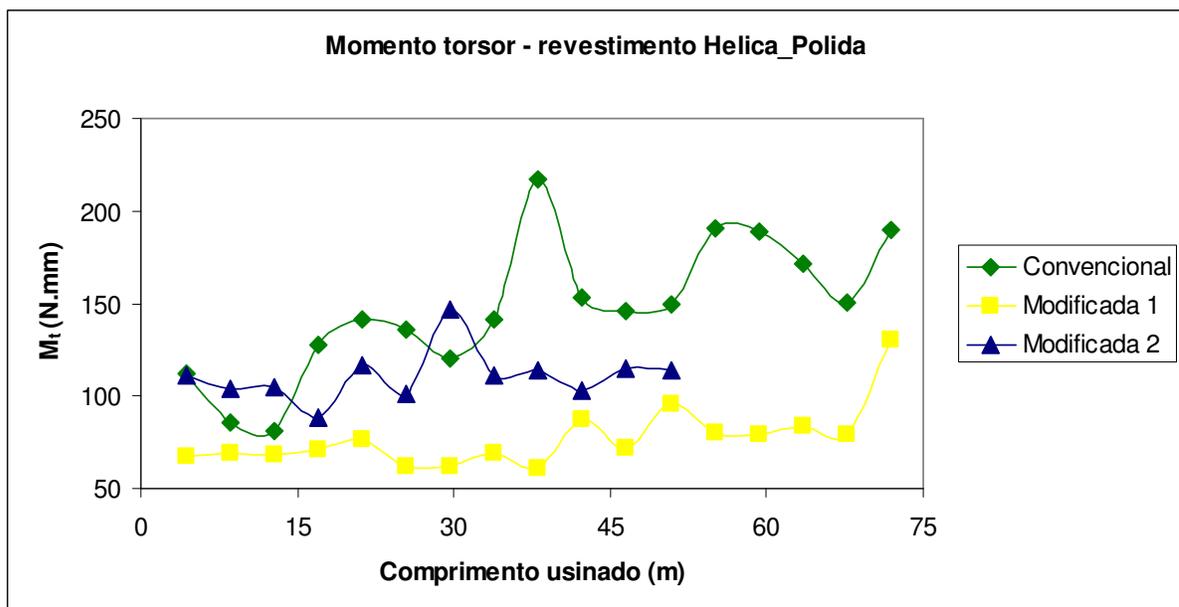
**Figura 4.49** – Força de avanço nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies polidas com  $v_c = 137$  m/min.

Nas **Figuras 4.50 e 4.51** mostram os valores do momento torsor para as brocas revestidas com Futura e Helica, respectivamente. O valor do momento torsor para a superfície convencional, na média, apresentou o menor valor no revestimento Futura, porém no revestimento Helica a superfície modificada 1 apresentou o menor valor. Há que se notar também que o único ensaio em que o momento torsor foi influenciado pelo desgaste da ferramenta foi aquele realizado com ferramenta com tratamento convencional do substrato e com revestimento Helica.

A superfície modificada 2, tanto para os valores de força de avanço quanto para o momento torsor, na média apresentou valores intermediários das outras superfícies, com exceção da força de avanço no revestimento Futura que apresentou valores maiores que as outras superfícies.



**Figura 4.50** – Momento torsor nas brocas revestidas com Futura nas três superfícies polidas com  $v_c = 137$  m/min.

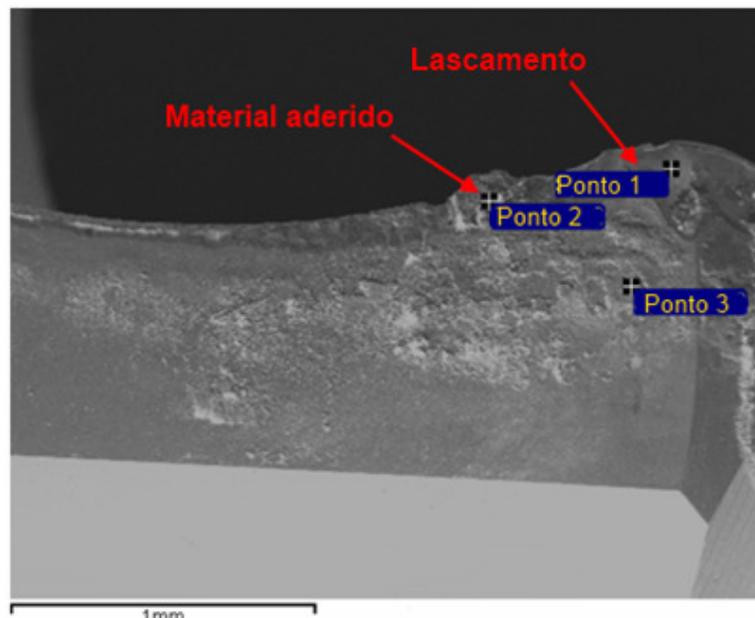


**Figura 4.51** – Momento torsor nas brocas revestidas com Helica nas três superfícies polidas com  $v_c = 137$  m/min.

### 4.2.3 Análise dos desgastes e seus mecanismos

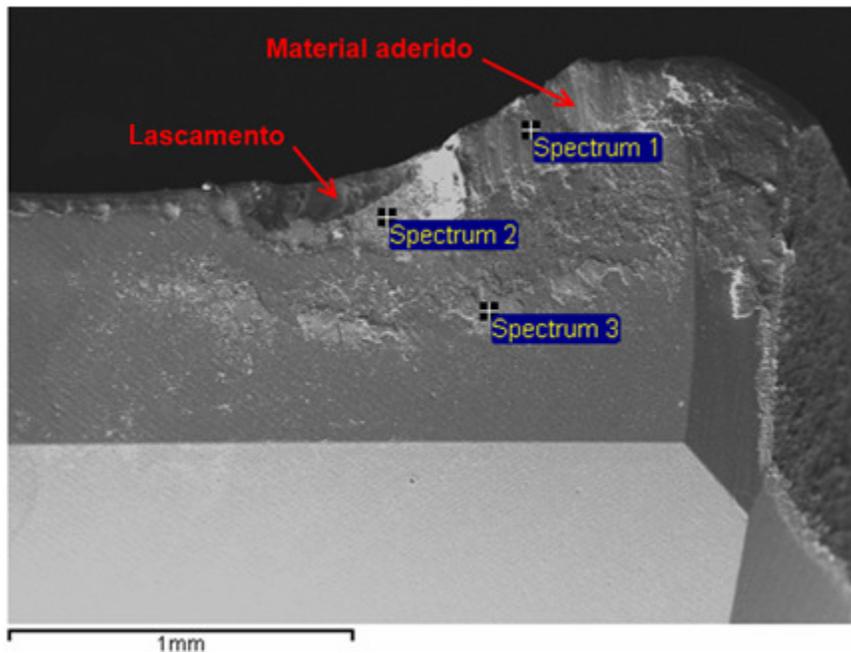
Para a análise dos desgastes foi necessário cortar as brocas, de modo que uma das arestas ficasse paralela ao detector do MEV. A aresta analisada foi aquela que apresentou o maior desgaste ao final do ensaio.

As **Figuras 4.52 e 4.53** mostram os desgastes de flanco das brocas revestidas com Futura quando foi utilizada a velocidade de corte de 114 m/min, ou seja, aquelas que não receberam polimento após o revestimento.



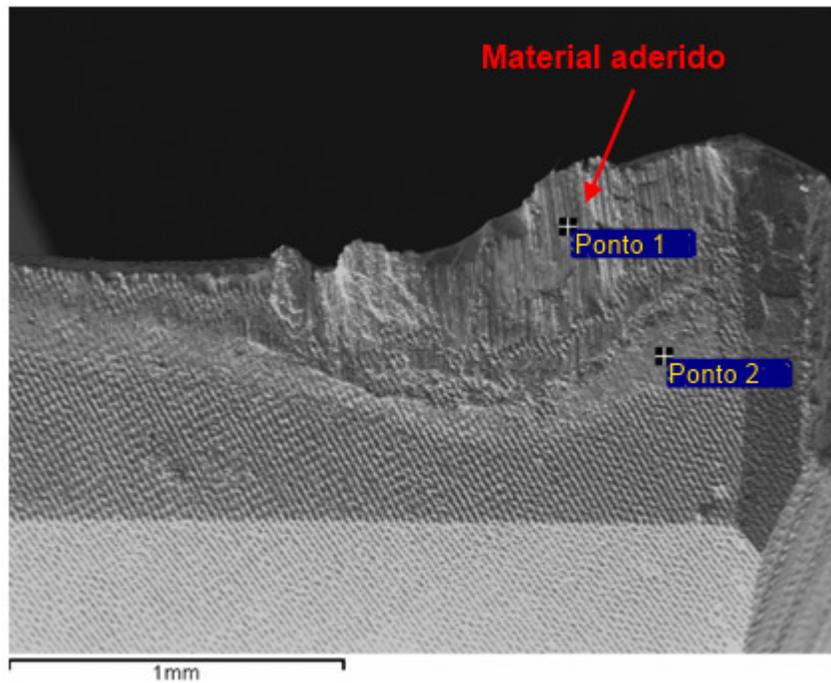
**Figura 4.52** – Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Futura, na velocidade de corte 114 m/min.

Observa-se na **Figura 4.52** que, para a broca com superfície tratada convencionalmente houve muita adesão de material da peça na região desgastada, pois ao fazer a análise de EDS detectou-se nos pontos 2 e 3 mostrados na figura, forte presença de ferro. No ponto 1 houve lascamento, pois este ponto apresentou a presença de tungstênio presente no substrato de metal duro. Isto mostra que o principal mecanismo de desgaste desta ferramenta, pelo menos quando ela já estava próxima ao fim da vida, foi “attrition”, isto é, adesão de material seguida de remoção de partículas da ferramenta quando o material aderido era arrancado da superfície pelo atrito com a peça. Na superfície modificada 1 também houve muita adesão (ponto 1 e 3 da **Figura 4.53**) e a aresta sofreu um lascamento (ponto 2 da **Figura 4.53**) pois neste ponto detectou-se a presença de tungstênio. Portanto, também para esta broca o principal mecanismo de desgaste foi o “attrition” que chegou até a causar lascamento da aresta.



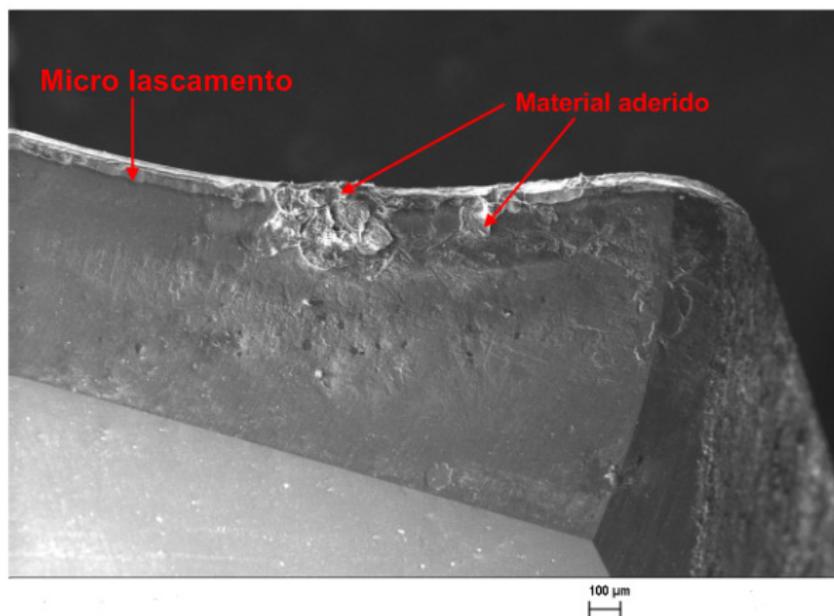
**Figura 4.53** - Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Futura, na velocidade de corte 114 m/min.

A **Figura 4.54** mostra a região de desgaste da superfície modificada 2, que também apresentou muita adesão com a presença de ferro nos pontos 1 e 2, mostrando que, novamente, o “attrition” foi o principal mecanismo de desgaste. Estes resultados mostram que, para a ferramenta Futura na  $v_c = 114$  m/min, o tratamento do substrato não influenciou no mecanismo de desgaste das ferramentas. O que foi dito nas análises de rugosidade, quanto ao parâmetro  $R_{pk}$  pôde ser comprovado nas análises de desgastes, pois como era esperado a superfície modificada 2, por apresentar maior valor de  $R_{pk}$  foi a superfície que, apesar de apresentar o mesmo mecanismo de desgaste das outras ferramentas, teve um desgaste mais rápido. Como o principal mecanismo de desgaste foi o *attrition*, provavelmente os picos da rugosidade da superfície eram removidos rapidamente pela aderência e remoção cíclica de partículas da ferramenta que caracteriza este mecanismo de desgaste. Consequentemente a superfície convencional obteve o menor desgaste pois possui menor valor de  $R_{pk}$  dentre as superfícies.

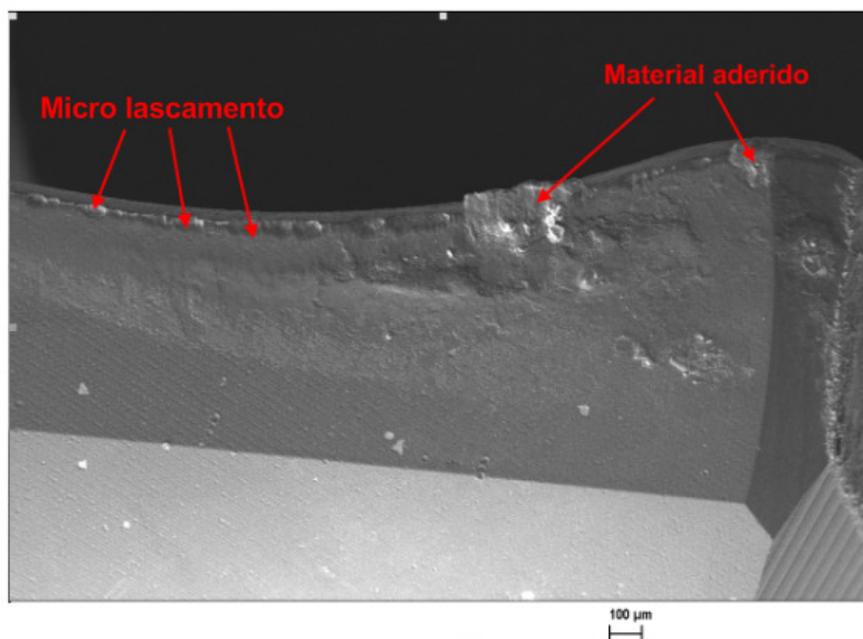


**Figura 4.54** - Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Futura, na velocidade de corte 114 m/min.

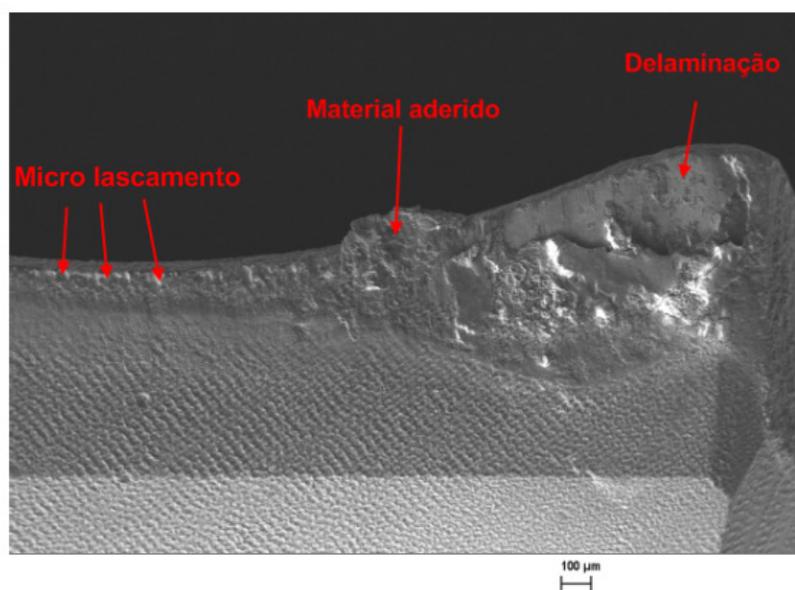
Os desgastes de flanco das brocas revestidas com Helica quando foi utilizada a velocidade de corte de 114 m/min, estão mostrados nas **Figuras 4.55 a 4.57**, ou seja, as brocas que não receberam polimento após o revestimento.



**Figura 4.55** - Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Helica, na velocidade de corte 114 m/min.



**Figura 4.56** - Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Helica, na velocidade de corte 114 m/min.



**Figura 4.57** - Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Helica, na velocidade de corte 114 m/min.

Pelas figuras percebe-se que todas as superfícies apresentam material aderido, porém esta adesão não ocorreu ao longo de toda a aresta de corte como nas superfícies revestidas por Futura. Nota-se que em todas as superfícies há pequenos lascamentos nas arestas, sendo que na convencional o material aderido apresenta mais óxido (região mais claras). Já a superfície

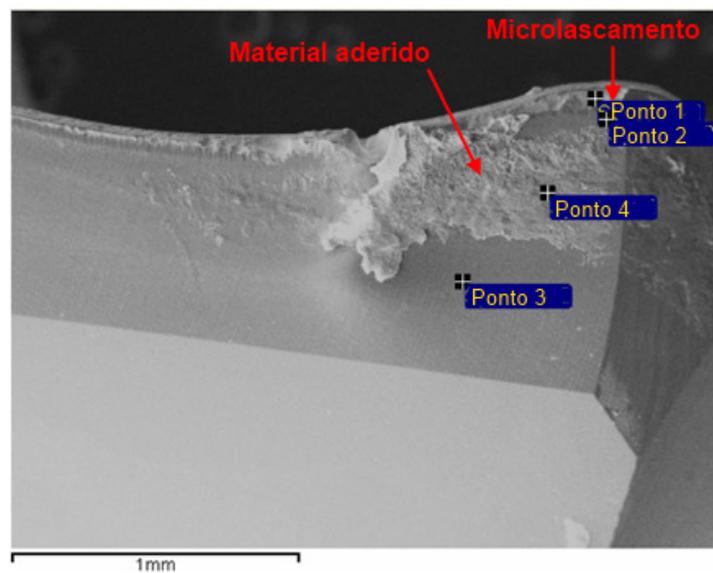
modificada 2 apresenta delaminação do revestimentos e maior quantidade de material aderido. Este resultado também confere com as análises de rugosidade, pois a superfície modificada 2 por apresentar maior valor de  $R_{pk}$  foi a superfície que apresentou maior desgaste, mas nas superfícies convencional e modificada 1 as regiões de desgaste se assemelham pois os valores de  $R_{pk}$  de ambas as superfícies são estatisticamente iguais.

Com relação à velocidade de 114 m/min, pode-se concluir que o mecanismo de desgaste que prevaleceu foi o *attrition*, sendo que no revestimento Futura houve mais material aderido do que no revestimento Helica, isto porque os detritos dos desgastes destes revestimentos são expelidos de forma diferente, como já comentado. A quantidade de alumínio presente nos revestimentos dificulta a saída dos detritos da região desgastada. Pode-se fazer a analogia, com o atrito de uma borracha e um giz com o papel. A borracha seria o revestimento com maior quantidade de alumínio e o giz com menor quantidade de alumínio. Sabe-se que os detritos da borracha não saem da região de atrito facilmente e acabam por penetrar novamente na região. Já os detritos do giz são expelidos com facilidade, e poucas partículas permanecem na região de atrito. E isto foi confirmado ao se analisar os desgastes e ao se realizar a análise de elementos presentes na composição dos revestimentos, e que na Helica o alumínio está em menor quantidade.

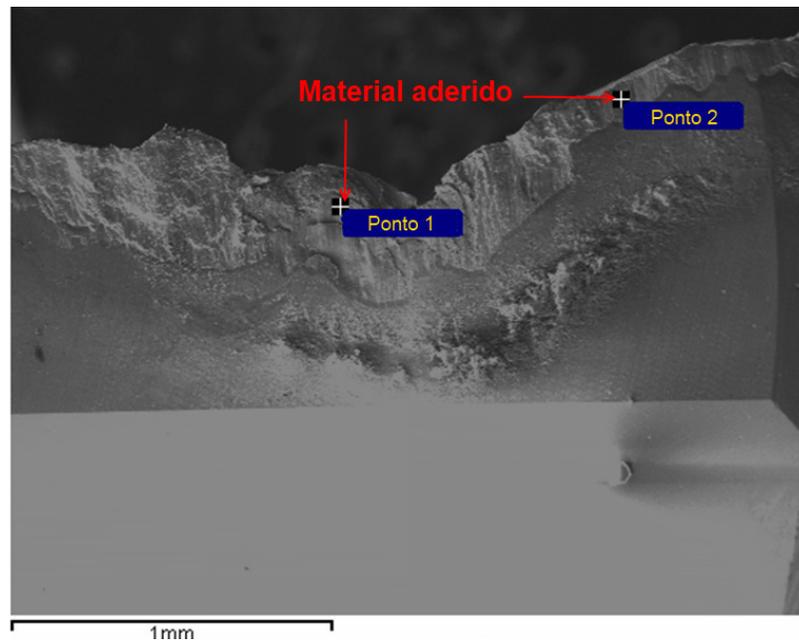
Pode-se dizer que o revestimento Futura durante a usinagem tem bom desempenho quando durante o corte existe apenas deslizamento de material. Isto porque, nos primeiros blocos usinados percebeu-se que no início do corte o desgaste evoluía lentamente, e a partir do momento em que provavelmente havia abrasão expondo o substrato, ocorria aderência do material e arrancamento de partículas da ferramenta, e o desgaste era acelerado. Já no revestimento Helica, como este possui resistência menor ao riscamento do que a Futura, ele se desgasta muito rapidamente nos instantes em que está ocorrendo a delaminação do filme (deslizamento de superfícies), e no momento em que o fenômeno chamado *spallation* começa a ocorrer, o revestimento o suporta. Este fenômeno de *spallation* é caracterizado pela fadiga de contato, o que pode ser diretamente relacionado com o *attrition* durante a usinagem. Isto pode ser verificado na aresta das brocas com substrato convencional e modificado 1, onde se vê vários micro lascamentos, mas não chega a ocorrer o fenômeno *spallation* (lascamento). Já nas brocas de mesmo substrato revestidas por Futura, percebe-se que houve mais lascamentos do que micro lascamentos. Já no substrato modificado 2, esta análise não é facilmente verificada, pois como

apresenta valor de  $R_{pk}$  maiores do que nos outros substratos, a influência do desgaste nestes picos e as características dos revestimentos, torna a superfície mais vulnerável ao *attrition*.

As **Figuras 4.58 a 4.60** mostram os desgastes de flanco das brocas revestidas com Futura quando foi utilizada a velocidade de corte de 137 m/min, ou seja, quando as ferramentas que receberam polimento após o revestimento foram utilizadas. Pelas **Figuras 4.58 e 4.59** (ferramentas com substrato convencional e modificado 1, respectivamente) nota-se que em ambas as superfícies houve adesão, mas na superfície modificada 1 houve um lascamento maior. Pela dimensão do lascamento, pode-se dizer que o mesmo se desenvolveu bem antes do fim de vida da ferramenta, ou seja, durante o corte o material aderiu e soltou da região de desgaste por várias vezes, o que também contribuiu para que o lascamento aumentasse. Com o aumento da velocidade, a delaminação do revestimento pode ter ocorrido intensamente nos primeiros instantes do corte, o que deixou a superfície mais tempo exposta ao fenômeno de *attrition*. Já a região de desgaste da superfície convencional possui lascamentos, mas de dimensões menores. Pode-se dizer então, baseado no teste de riscamento, que a superfície modificada 1 também, possui um pouco de travamento mecânico do revestimento (carga crítica alta e poucas falhas), mas esse fato não contribuiu para que o desgaste durante a usinagem fosse minimizado. Assim, pode-se dizer que o substrato modificado 1 foi exposto mais cedo do que o substrato convencional, o que levou esta superfície a experimentar o *attrition* em menor tempo, apresentando assim um desgaste menos severo.

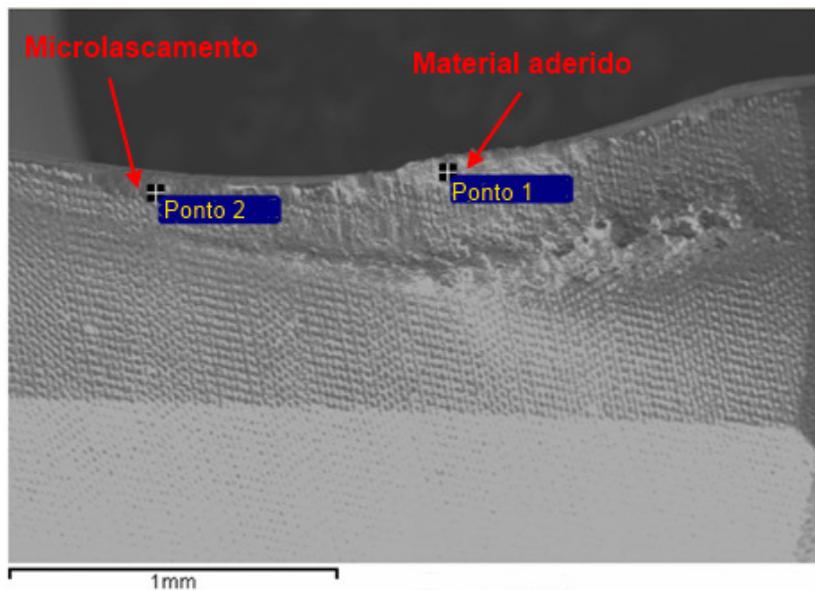


**Figura 4.58** - Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Futura, na velocidade de corte 137 m/min.



**Figura 4.59** - Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Futura, na velocidade de corte 137 m/min.

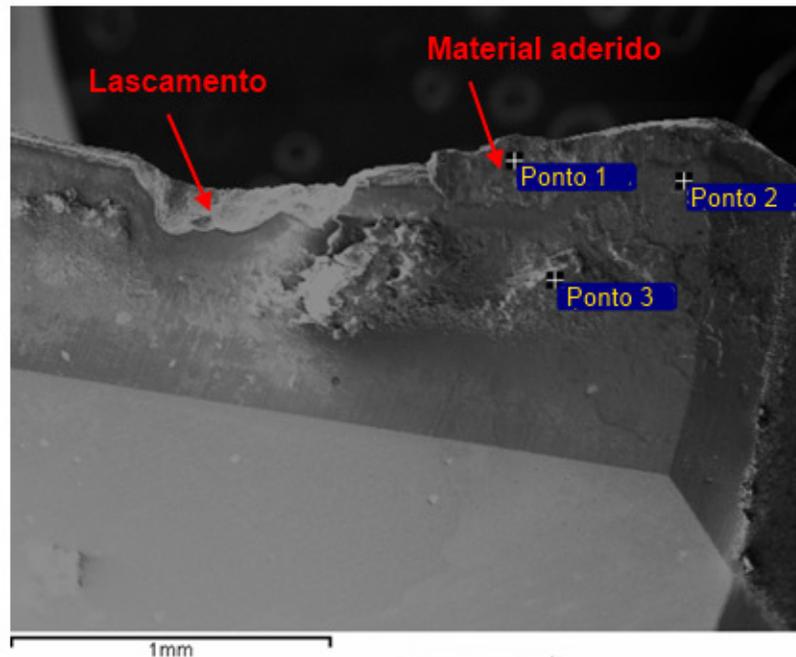
Quando se analisa a **Figura 4.60**, percebe-se que o desgaste na superfície modificada 2 não ocorreu somente na periferia da broca, ou seja, na região onde o diâmetro da broca é maior. Isto difere das outras regiões em que se verifica muito material aderido na periferia da broca. Mas na superfície modificada 2 também houve pequeno lascamento (ponto 2) e material aderido concentrado numa região da broca um pouco distante da periferia.



**Figura 4.60** - Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Futura, na velocidade de corte 137 m/min.

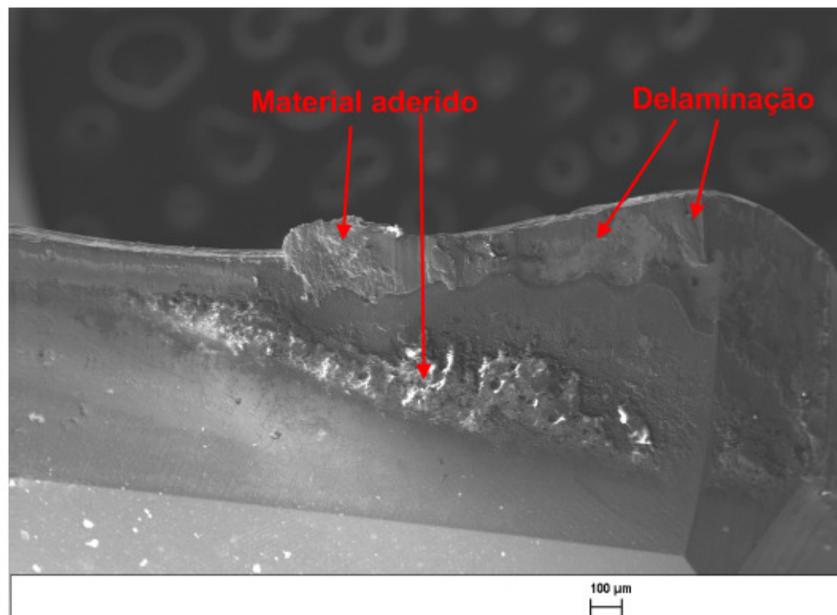
Percebe-se que a superfície modificada 1 apresentou mais material aderido se comparado com as outras superfícies. Isto pode estar relacionado com a quantidade de micropartículas que no revestimento Futura eram em maior quantidade e dimensão mesmo depois de terem sido polidas, e eram arrancadas nos primeiros instantes de corte, o que expunha o substrato e acelerava o desgaste. Pode-se ver que seu valor de  $R_{pk}$  é igual ao valor da superfície convencional, e menor que da modificada 2. Mesmo com maior adesão, a vida da ferramenta modificada 1 foi similar à ferramenta convencional, o que mostra que, se os picos não forem muito altos, a adesão não acelera em muito o fenômeno de *attrition*. E possivelmente a interação de maior ancoragem da superfície modificada 2 e do aumento da velocidade, já que a superfície tende a apresentar menor quantidade de falhas, como observado na **Figura 4.60**, dificultou que a superfície experimentasse a adesão do material e posterior destacamento do filme, pelo menos nos instantes anteriores ao atingimento de  $VB = 0,3$  mm. Mesmo com menor adesão de material sobre a aresta, os picos maiores e em maior número da superfície modificada 2, fizeram com que esta sofresse muito com o *attrition* e, assim apresentasse as menores vida dentre todas as superfícies testadas.

Quanto aos desgastes de flanco das brocas revestidas com Helica, quando foi utilizada a velocidade de corte de 137 m/min (ferramentas polidas), estão representados nas **Figuras 4.61 a 4.63**.



**Figura 4.61** - Desgaste de flanco da superfície convencional revestida por Helica, na velocidade de corte 137 m/min.

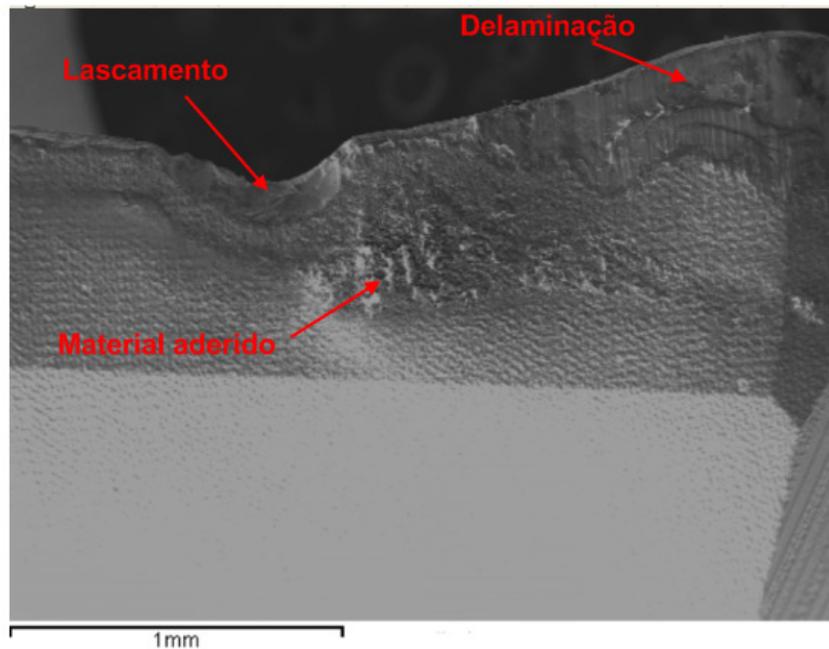
A **Figura 4.61** mostra a região de flanco com superfície tratada de maneira convencional, em que se percebe lascamento da aresta e material aderido em quase todo o flanco da ferramenta. Já na superfície modificada 1 (**Figura 4.62**) não houve lascamento e a quantidade de material aderido parece ser menor. Apesar de não ter ocorrido lascamento na superfície modificada 1 o substrato aparece exposto em quase toda a região da aresta (delaminação). Em relação aos parâmetros de rugosidade das duas superfícies, eles são estatisticamente iguais. O que pode ter ocorrido é que por algum motivo a superfície convencional apresentou um mecanismo de desgaste inicial que incentivou outros mecanismos de desgastes, e fez com que surgisse o lascamento. Também pode ser que, a tensão residual trativa da superfície modificada 1 (da convencional é compressiva) fez com que a delaminação já ocorresse nos primeiros instantes do corte, o que incentivou que mecanismos de desgaste surgissem, mas que não fornecessem condições para que a adesão de material da peça se soltasse da superfície e gerasse lascamentos no flanco da broca. O que quer que tenha ocorrido fez com que, perto do valor limite de desgaste, as curvas de desgastes da superfície modificada 1 e da convencional se separassem e, assim, a vida da convencional tenha sido cerca de 20% maior que a da modificada 1.



**Figura 4.62** - Desgaste de flanco da superfície modificada 1 revestida por Helica, na velocidade de corte 137 m/min.

Já a superfície modificada 2 apresentou lascamento, material aderido localizado na maior parte do flanco e delaminação na periferia da broca. Novamente o desgaste foi mais agressivo

que nas outras superfícies, pois o parâmetro  $R_{pk}$  sendo maior nestas superfícies, contribuiu para o aumento do desgaste. Isto ocorreu principalmente porque o principal mecanismo de desgaste foi o *attrition* que remove ciclicamente partículas da ferramenta junto com a remoção do material da peça aderido. Com isso, o menor volume de material nos picos de rugosidade da ferramenta, facilita a remoção das partículas da região dos picos. Estas partículas, como são muito duras, contribuem ainda mais para o desgaste de outras partes da ferramenta, já que elas atrim com estas partes quando levadas pelo fluxo de material.



**Figura 4.63** - Desgaste de flanco da superfície modificada 2 revestida por Helica, na velocidade de corte 137 m/min.

Ao comparar as superfícies revestidas por Futura e Helica com  $v_c = 137$  m/min, não se nota uma superfície com mais adesão do que a outra como ocorreu para os experimentos com  $v_c = 114$  m/min (os fenômenos de desgastes ocorrem de maneira diferente devido ao aumento de velocidade), até porque os desgastes estão relacionados com as características de cada substrato: rugosidade, tipo de revestimento e comportamento tribológico. Como nos revestimentos polidos praticamente não existe diferença entre a maioria dos parâmetros de rugosidade quando se compara as superfícies modificada 1 e convencional, independentemente do revestimento, a adesão ocorreu de maneira similar. Quanto à não organização da superfície, pode ser atribuído ao calor desenvolvido durante o corte, que na velocidade de 137 m/min provavelmente foi maior,

contribuindo para que o revestimento perdesse algumas de suas propriedades em altas temperaturas.

#### 4.2.4 Análise da interação dos ensaios

Analisando os resultados encontrados neste trabalho, algumas conclusões referentes à vida da ferramenta podem ser relatadas. As brocas revestidas com Futura sem polimento ( $v_c = 114$  m/min) com substrato convencional alcançaram vida maior do que as com substratos modificados. Já com revestimento Helica, o substrato convencional e o modificado 1 tiveram vidas iguais e maiores do que o modificado 2. Comparando-se os substratos e revestimentos, percebe-se que o substrato convencional revestido com Futura obteve vida menor do que o substrato convencional e modificado 1 revestidos com Helica. A partir destas comparações conclui-se que a ferramenta com substrato modificado 2 teve desempenho ruim em termos de vida de ferramenta e a interação substrato modificado 1 com Futura não teve bom desempenho. O revestimento Futura teve desempenho pior que o Helica, pois quando se compara estes dois revestimentos sobre os substratos convencional e modificado 1, que foram os substratos que geraram maiores vidas das ferramentas, a ferramenta com revestimento Helica sempre gerou vidas mais longas (ver **Figuras 4.39 a 4.42**). É importante lembrar neste momento que o revestimento Futura é mais duro que o Helica (ver **Tabela 3.3**). Conclui-se então que nem sempre um revestimento mais duro gera maior vida da ferramenta.

Se for realizada uma comparação dos substratos convencional e modificado 1 através dos parâmetros de rugosidade e tensão residual, percebe-se que  $R_a$  e  $R_t$  do substrato convencional são menores que  $R_a$  e  $R_t$  do substrato modificado 1. Os parâmetros  $S_{sk}$  e  $S_{ku}$  são iguais para os dois substratos e,  $R_k$ ,  $R_{pk}$  e  $R_{vk}$  da convencional são menores que da modificada 1. Já a tensão residual do substrato convencional é compressiva e do modificado 1 é trativa. Comparando estes resultados com os ensaios de usinagem, percebe-se que a Helica para ter bom desempenho no processo de usinagem não precisa ter rugosidade tão baixa (a vida da ferramenta com revestimento Helica e substrato convencional foi similar à vida obtida com ferramenta de substrato modificado 1). Porém, a Futura para ter bom desempenho precisa de parâmetros de

rugosidade baixos do substrato (com este revestimento a vida da ferramenta com substrato convencional foi maior que com substrato modificado 1). Como na grande maioria das vezes as ferramentas com substrato modificado 2 obtiveram vida bem baixa, conclui-se que nem sempre a rugosidade do substrato precisa ser bem pequena, como a da superfície convencional, mas também não pode ser muito alta, como a do substrato modificado 2.

Analisando os parâmetros de rugosidade das ferramentas já revestidas mas sem polimento, percebe-se que  $R_a$  da broca revestida com Helica convencional é menor que da Helica modificada 1 e,  $R_a$  da Futura convencional é pouco menor que da Futura modificada 1. O parâmetro  $R_t$  da Helica convencional é menor do que da Helica modificada 1 e,  $R_t$  da Futura convencional também é menor que da Futura modificada 1. A assimetria ( $S_{sk}$ ) é maior na Helica convencional ( $S_{sk}$  é mais negativo) do que na Helica modificada 1 e, na Futura convencional, o  $S_{sk}$  é menor (menos negativo) do que na Futura modificada 1. A curtose ( $S_{ku}$ ) é maior na Helica convencional (mais próximo de 3) do que na Helica modificada 1 e, na Futura convencional o  $S_{ku}$  da convencional é menor que na Futura modificada 1. Quanto aos parâmetros da curva da Abbott tanto o  $R_k$  como o  $R_{pk}$  são menores na superfície convencional, independente do revestimento. Já o  $R_{vk}$  é igual nas superfícies convencional e modificada 1 revestidas com Helica e, no revestimento Futura,  $R_{vk}$  é menor na superfície convencional. Quando se reveste as superfícies, a tensão residual na broca Helica convencional fica muito compressiva e na modificada 1 muito tratativa. Na Futura convencional fica compressiva e na modificada tratativa, ambas menores do que na Helica.

A partir destas análises, vê-se que a broca Futura modificada 1, que teve vida menor do que a Futura convencional, possui todos os parâmetros da curva de Abbott ( $R_k$ ,  $R_{pk}$  e  $R_{vk}$ ) maiores do que a convencional e a rugosidade média ( $R_a$ ) e a rugosidade máxima ( $R_t$ ) também maiores. A superfície convencional também possui  $S_{sk}$  menos negativo e  $S_{ku}$  menor. Quanto à tensão residual, a Futura convencional possui tensão compressiva e Futura modificada 1 tensão tratativa. Analisando o revestimento Helica, os substratos convencional e modificado 1, tiveram bom desempenho na usinagem. Os parâmetros de rugosidade da broca Helica convencional são menores, a menos do  $R_{vk}$ , e a tensão da Helica modificada 1 é muito tratativa e da Helica convencional muito compressiva. Fazendo uma comparação entre os substratos modificados 1, revestidos com Futura (desempenho ruim na usinagem) e revestidos com Helica (bom desempenho da usinagem), nota-se que a rugosidade média e o *skewness* são iguais para as duas

superfícies, a rugosidade máxima, a curtose e o parâmetro  $R_{pk}$  são maiores na Futura, e o  $R_k$  e a tensão residual (ambas trativas) são menores para a Futura. Conclui-se então que, não é a tensão residual que fez a diferença porque tanto brocas com tensão trativa (Helica Modificada 1) como brocas com tensão residual compressiva (Helica convencional e Futura convencional) tiveram bom desempenho na usinagem. E todas as brocas que alcançaram vidas maiores possuem parâmetros de rugosidades pequenos do substrato (nota-se que não precisa ser tão pequeno quanto na convencional, mas não pode ser tão grande quanto na modificada 2) e possuem parâmetros de rugosidade do revestimento também pequenos principalmente o  $R_{pk}$ .

Assim, o revestimento Futura quando reveste uma superfície lisa como a superfície convencional, forma uma superfície bem lisa. Porém, quando reveste uma superfície não tão lisa como a modificada 1, forma uma superfície também lisa ( $R_a$  igual à convencional), mas com bastante picos ( $R_t$  e  $R_{pk}$  altos) o que incentiva o início do desgaste. Quando a Helica reveste uma superfície bem lisa como a superfície convencional, forma uma superfície também bem lisa, e quando ela reveste uma superfície não tão lisa como a modificada 1, ela também forma uma superfície não tão lisa como a convencional (rugosidade da convencional é menor do que da modificada 1), mas com picos menores que a Futura modificada 1 ( $R_{pk}$  e o  $R_t$  da Helica modificada 1 são menores que da Futura modificada 1). Portanto, para se ter uma ferramenta com bom desempenho na usinagem em termos de vida, precisa-se de um substrato liso (mas não muito liso, pois a superfície modificada 1 não é muito lisa) e de um revestimento liso (mas não muito, pois a Helica modificada 1 tem rugosidade maior do que a Helica convencional), porém não pode ter picos altos. O fato de se ter uma ferramenta com textura sem picos altos está relacionado com o principal mecanismo de desgaste ocorrido, que, como citado, foi o *attrition*. Muito provavelmente, os picos de rugosidade são facilmente removidos por este mecanismo de desgaste, levando rapidamente a ferramenta ao fim de sua vida. Também esta é uma das razões para que a ferramenta com revestimento mais duro (Futura) tenha apresentado vida mais curta que o revestimento Helica. A remoção cíclica de partículas da ferramenta gerada pelo *attrition* não é influenciada pela dureza da ferramenta e sim pela facilidade de remoção dos picos que eram mais altos na ferramenta com revestimento Futura e substrato modificado 1.

O teste de indentação não possui correlação com a vida da ferramenta, pois teve-se broca com vida alta e indentação ruim (Helica convencional) e broca com vida baixa e indentação boa (Futura modificada 2). Teve-se também broca com vida alta e indentação boa (Futura

convencional). Com o teste de riscamento, não se consegue verificar qual dos substratos revestidos possui maior adesão, mas dá informações dos tipos falhas que podem ocorrer no revestimento e da ancoragem do revestimento ao substrato.

Analisando as brocas polidas ( $v_c = 137$  m/min), nota-se que a vida da broca Helica convencional é levemente maior do que da modificada 1 e que, a vida da broca Futura modificada 1 é levemente maior que da convencional. Quanto à superfície modificada 2, conclui-se que ela não é uma boa opção para ferramentas de usinagem devido à sua alta rugosidade que também gera um revestimento com alta rugosidade mesmo depois de polido. Comparando Futura modificada 1 com Futura convencional, nota-se que  $R_a$ ,  $R_t$ ,  $S_{ku}$ ,  $R_k$ ,  $R_{vk}$  e  $R_{pk}$  das superfícies são iguais,  $S_{sk}$  da modificada 1 é maior do que a convencional ( $S_{sk}$  negativos) e que a tensão residual da convencional é compressiva e da modificada 1 é trativa. Comparando a Helica convencional com a modificada 1, percebe-se que  $R_a$ ,  $R_t$ ,  $S_{sk}$  (negativos),  $R_k$ , e  $R_{pk}$  das superfícies são iguais,  $S_{ku}$  é levemente maior na Helica convencional e  $R_{pk}$  é levemente maior na modificada 1. As vidas das ferramentas revestidas com Helica e com substrato convencional e modificado1 foram iguais pois embora a convencional tenha rugosidade levemente menor do que a modificada 1, as superfícies dos revestimentos são bem parecidas. Na modificada 2, como o substrato era muito rugoso, nem o revestimento e nem o polimento foram suficientes para melhorar a vida, e esta foi sempre ruim.

Analisando os desgastes observados nas brocas, pode-se fazer algumas hipóteses referentes ao revestimento, pois, como observado, as vidas da ferramentas com substratos iguais foram bem mais curtas quando revestidas por Futura do que quando revestidas por Helica.

Novamente o substrato modificado 2 mostrou-se ineficiente para ser utilizado como ferramenta de usinagem, pois é muito rugoso e gerou superfícies de revestimentos muito rugosas mesmo depois de polidas. Conclui-se que superfícies muito rugosas não podem ser utilizadas em ferramentas de usinagem. Comparando-se porém os substratos modificado 1 e convencional, independentemente do revestimento utilizado, vê-se que todos tiveram rugosidade do revestimento polido com parâmetros de rugosidade muito próximos (com exceção do *skewness* que era mais negativo nas superfícies com substrato convencional, independentemente do revestimento utilizado). Esta foi a razão das vidas das ferramentas com estes dois diferentes substratos terem sido próximas (pouco maior com o substrato convencional para o revestimento Helica e pouco maior para o substrato modificado 1 e revestimento Futura).

Isto porém não explica porque o revestimento Futura teve sempre vida menor que o revestimento Helica, mesmo sendo ele um revestimento mais duro. Quando da discussão dos resultados obtidos com ferramenta sem polimento, foi afirmado que um fator que incentivava o desgaste da ferramenta Futura modificada 1 eram seus picos de rugosidade, que incentivavam o desgaste por *attrition*. Isto pode ter sido verdade quando se utilizou ferramentas sem polimento, mas este argumento não pode ser utilizado aqui, já que as rugosidades das ferramentas polidas Helica e Futura com substratos convencional e modificado 1 eram bem próximas. Também não foi a tensão residual da interface o fator que explica este resultado, já que este parâmetro não foi influenciado pelo tipo de revestimento e sim pelo tipo de substrato. Os substratos modificados geraram tensão positiva e o convencional tensão negativa.

Uma possível explicação para este pior desempenho do revestimento Futura em relação ao Helica é a maior porcentagem do elemento titânio (Ti) no revestimento Futura, verificada nas análises de EDS dos revestimentos mostrados nas **Figuras 4.6 e 4.7**. Estas análises mostram que nos dois revestimentos o titânio é o elemento presente em maior porcentagem, e no revestimento Helica o elemento cromo (não existe cromo no revestimento Futura) tem porcentagem maior do que o alumínio. Chim et al. (2009) relataram que o Ti em altas temperaturas perturba a formação de  $Al_2O_3$ , óxido que aumenta a resistência à corrosão da ferramenta. Baseado nesta informação, pode-se supor que se durante uma determinada etapa do corte uma região da ferramenta atingir altas temperaturas e desenvolver condições para a formação de  $Al_2O_3$ , mas se seu revestimento conter alto teor de Ti, este elemento perturbará a formação do óxido de alumínio. Assim, a ferramenta perderá parte da sua capacidade de resistência à corrosão, já que certamente outros óxidos irão se formar, mas com propriedades menos protetivas se comparadas às do  $Al_2O_3$ . E este fato pode ter ocorrido nas ferramentas revestidas por Futura, já que ela possui maior porcentagem de titânio, justificando a menor vida na média das ferramentas, se comparadas ao revestimento Helica. Vale ressaltar ainda que, mesmo se não houver formação de  $Al_2O_3$ , mas se outros óxidos forem formados, desde que sejam estáveis e aderentes, alguma proteção eles oferecerão para a ferramenta, contribuindo para minimizar ou até tardar a evolução dos desgastes. Isto porque, Nguyen, Kim e Lee (2009) estudaram o mecanismo de oxidação do revestimento TiAlCrSiN e verificaram que, em temperaturas entre 600 e 1000° C, pode-se formar os óxidos de  $Cr_2O_3$ ,  $SiO_2$  e  $Al_2O_3$  extremamente protetivos, e  $TiO_2$  semi-protetivo. Porém, a estabilidade dos óxidos aumenta na ordem de  $Cr_2O_3$ ,  $SiO_2$ ,  $TiO_2$ ,  $TiO$  e  $Al_2O_3$ . No trabalho o alumínio mais ativo oxidou

para  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, que cresce muito lentamente devido à alta estequiometria. O titânio oxidou rapidamente para TiO<sub>2</sub>. O terceiro elemento mais ativo é o Si, que tem baixa difusividade de ânions e cátions devido seu alto grau de estequiometria. E o mais nobre elemento, Cr, oxidou para Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> com um alto grau de estequiometria.

Fox-Rabinovich et al. (2012) reuniram diversos resultados de pesquisadores que estudaram a formação de óxidos formados sobre a ferramenta durante a usinagem de materiais de difícil usinabilidade e verificou que dependendo do tipo de revestimento e das condições de corte, vários tipos de óxidos podem ser formados. Em um dos trabalhos, os autores ao utilizar revestimentos multicamadas de TiAlCrSiYN/TiAlCrN e monocamada TiAlCrSiYN verificaram que as ferramentas revestidas com o revestimento multicamada apresentaram maior quantidade de óxido nas áreas desgastadas (óxido de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e Al<sub>6</sub>Si<sub>2</sub>O<sub>13</sub>, classificados como tribofilmes cerâmicos) e foram as que alcançaram maiores vida. Isto porque o óxido Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tem excelente habilidade para acumular energia de impacto externo que leva a redução da produção de entropia durante o atrito. Sendo materiais quimicamente estáveis, eles reduzem a interação adesiva na interface peça/ferramenta e, portanto a geração de calor durante o corte. Isso pode mudar o atrito para um modo mais suave, reduzindo significativamente a taxa de desgaste. Outros estudos mostraram que devido ao melhoramento térmico do revestimento com tribofilmes protetivos, o calor é largamente transferido para o cavaco, que amolece sua superfície, e o fluxo de metal na interface cavaco/ferramenta se torna maior. Combinado com menor interação adesiva na interface cavaco/tribofilme, as condições de atrito são melhoradas e as forças de corte são reduzidas. É importante ressaltar que, a formação do tribofilme começa pela geração de fases instáveis intermediárias e então gradualmente os tribofilmes mais complexos são formados, que são melhores adaptados para as condições específicas da operação. Esta é então a principal hipótese para o melhor desempenho em termos de vida da ferramenta da ferramenta Helica, mesmo tendo ela a mesma rugosidade da superfície (que é o caso da ferramenta polida) e tendo menor dureza que o revestimento Futura: a maior formação de óxidos que reduziu a interação adesiva nas interfaces cavaco-ferramenta e ferramenta-peça e, com isso, retardou o processo de desgaste por *attrition*. Isto porque, em condições tribológicas não muito severas ao invés de formar o Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> a fase  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> menos protetiva pode ser formada.

Se forem comparadas as **Figuras 4.44, 4.45, 4.48 e 4.49** (referentes à força de avanço) com as **Figuras 4.52, 4.53, 4.55, 4.56, 4.57, 4.59, 4.61 e 4.62** (desgaste das ferramentas), percebe-se

que as ferramentas com substrato convencional e modificado 1, que experimentaram menor desgaste foram as que obtiveram na média menor valor de força. Este ocorrido pode estar ligado à menor rugosidade destas superfícies quando comparada com a superfície modificada 2, mas também à formação de óxidos protetivos na superfície da ferramenta. Assim, baseado nos dois parágrafos anteriores, pode-se dizer que as ferramentas revestidas por Helica provavelmente geraram maior quantidade de óxidos que aderiram na superfície da peça, fato que minimizou o desgaste por *attrition* ou tornou-o menos agressivo. E estes óxidos não precisam ser necessariamente tribofilmes cerâmicos, mas como relatado por Fox-Rabinovich e Kovalev (1996, apud Fox-Rabinovich et al., 2012) outros tipos de tribofilmes podem se formar na região de atrito em condições de corte não muito severas. Estes tribofilmes são designados de amorfos e possuem alta plasticidade e melhores propriedades de lubrificação.

Se esta informação sobre formação de óxidos for combinada com os resultados de rugosidade, pode-se supor ainda que se a área inicial de contato com a peça na superfície de folga for pequena devido ao menor volume nos picos (menor valor de  $R_{pk}$ ) poderá não existir condições da geração de óxidos estáveis e aderentes, pois a geração de calor é pequena. Mas com a maior geração de calor devido à topografia da superfície (maior área de contato maior dissipação de calor), poderá ser mais propício à formação destes óxidos. Isto porque, a adaptação de um tribofilme depende da baixa intensidade de interação química com a peça, distribuição benéfica de calor na superfície de atrito e alta dureza do tribofilme. Por outro lado, a destruição do filme duro deve ser prevenida pela própria superfície do material do substrato que garante suporte efetivo do filme durante o atrito (Fox-Rabinovich et al., 2012). Isto pode ser analisado ao se comparar as forças de avanço, o desgaste e a rugosidade, por exemplo, das ferramentas com substrato convencional revestidas por Futura e Helica. A Futura obteve maior desgaste (comparar as **Figuras 4.58 e 4.61**) e maior força de avanço (Helica não passou de 2900 N e Futura passou de 4000 N, como mostrado das **Figuras 4.48 e 4.49**). Quando comparados os valores de rugosidade  $R_k$  e  $R_{pk}$ , as ferramentas revestidas com Helica possuem na média maior  $R_k$  do que as revestidas com Futura, e  $R_{pk}$  estatisticamente iguais. Isto favorece as ferramentas revestidas com Helica, pois maior  $R_k$  melhor desempenho e maior vida da ferramenta. Quanto ao substrato modificado 2, os altos valores de  $R_{pk}$  influenciaram negativamente sua vida, pois mesmo formando óxidos, o substrato não oferece suporte para que o filme fique aderido e consequentemente a formação dos óxidos não contribui. Portanto, pode-se concluir que com o

aumento da velocidade, as superfícies com  $R_k$  maiores e  $R_{pk}$  menores poderão ter maior desempenho.

Toda esta análise sobre a formação de óxidos foi baseada nas composições dos revestimentos, Futura (TiAlN) e Helica (TiAlCrSiN), pois a otimização da composição dos revestimentos duros é a principal forma para melhorar a resistência à oxidação. Pesquisadores mostram que a adição de Cr em revestimentos à base de TiAlN estimula fortemente sua resistência à oxidação devido à favorável mudança na estrutura eletrônica e cristalina da estrutura (Yamamoto et al., 2003 e Fox-Rabinovich et al., 2004, apud Fox-Rabinovich et al., 2012). Dentre alguns elementos dopantes, o Si e Y parecem ser os que mais prometem melhorar a resistência à oxidação em revestimentos duros de nitretos em concentrações relativamente pequenas. Porém, o efeito do silício na resistência à oxidação é duplicado. E adição de silício resulta também em refinamento de grão em revestimentos TiAlCrN (Yamamoto, Kujime e Takahara, 2005, apud Fox-Rabinovich et al., 2012).

Quanto às análises dos resultados dos ensaios de riscamento com o desempenho das brocas no ensaio de usinagem, percebe-se que não houve correlação entre os ensaios, pelo menos com os parâmetros calculados (carga crítica e coeficiente de atrito máximo). Notou-se que as superfícies que apresentaram maiores valores de carga crítica não foram aquelas que alcançaram maiores vida no processo de furação. E aquelas que apresentaram carga crítica alta e coeficiente de atrito máximo baixo, também não apresentaram vida alta (substrato modificado 2 revestido com Futura polida e substrato modificado 2 revestido com Helica sem polimento). Pode ser que, devido à baixa velocidade e temperatura do ensaio, não se consegue simular o que ocorre na usinagem e, por isso, não tem relação com a vida da ferramenta.

Quanto à tensão residual, pelos resultados adquiridos percebeu-se que o substrato sob tensão residual compressiva, dará condições à ferramenta de corte alcançar maior vida. Vê-se nos ensaios, que todas as ferramentas que tiveram tensão compressiva (substrato convencional) tiveram vidas similares ou maiores que as ferramentas com tensão trativa (modificadas). Porém, nem todas as ferramentas com tensão trativa tiveram baixo desempenho em termos de vida (várias vezes as ferramentas modificadas 1 tiveram vida similar ou pouco maiores que as convencionais). Isto porque, tensões residuais de tração permitem a formação e propagação de trincas em caso de cargas de tração externa, enquanto que tensões residuais de compressão são conhecidas por retardar o crescimento de trincas e assim aumentar o tempo de vida do

componente analisado (Sollich, 2003; Muller, 2008; Klocke et al., 2010, apud Denkena et al., 2013). Mas quanto à tensão na interface, esta dependerá do tipo de revestimento. Em se tratando somente de rugosidade, ter uma superfície com valores altos de  $R_{pk}$  leva a uma maior ancoragem mecânica da superfície no substrato, mas não permite o aumento da vida da ferramenta de corte, pelo contrário, possibilita que os picos de rugosidade sejam removidos pelo mecanismo de *attrition* e, com isso, a vida da ferramenta seja reduzida (todas as ferramentas com  $R_{pk}$  altos não tiveram bom desempenho em termos de vida).

Assim, com os resultados apresentados nesta tese pode se dizer que a caracterização das superfícies dá uma visão de como esta irá reagir durante o corte, se determinados mecanismos de corte ocorrerem, mas não permite tirar conclusões precisas para o processo de usinagem. Como não se sabe quais mecanismos irão realmente acontecer, mesmo conhecendo o material de corte, é necessário que o processo de usinagem seja complementado com os ensaios de caracterização, para que os dois ensaios sejam validados. Então, não se pode descartar o uso de alguns tipos de ensaios para tentar estimar o comportamento da ferramenta em usinagem, porém nenhum deles pode ser definitivo em termos de predição da vida da ferramenta. Há que se notar que o ensaio de indentação Rockwell C não teve neste trabalho nenhuma correlação com a vida da ferramenta.

Portanto, depois de todas estas considerações na finalização dos resultados apresentados neste trabalho, pode-se dizer que para se ter um aumento de vida da ferramenta durante o processo de corte, pelo menos no material e nas condições de corte e de superfícies estudados, a ferramenta deve apresentar valores de  $R_{pk}$  baixos (poucos e baixos picos na sua textura) e ser revestida com revestimento Helica (TiCrAlSiN) que permite a formação de óxidos nas interfaces durante a usinagem.

## 5 Conclusões

Com base nos resultados apresentados neste estudo, referentes à modificação do substrato antes do processo de revestimento, conclui-se que, para condições similares às utilizadas neste trabalho:

- ❖ É possível adquirir valores de rugosidade diferentes de uma superfície de metal duro quando este é submetido a um processo de modificação de sua textura;
- ❖ A resistência ao risco depende tanto das características do revestimento quanto da morfologia do substrato;
- ❖ O estado de tensão de uma superfície tende a modificar quando esta é submetida a processos de modificação de superfície, e que o jateamento é o que oferece maior tensão compressiva no substrato. Após este tratamento se a superfície for submetida a outro processo a tensão tende a se tornar trativa;
- ❖ Superfícies com valores alto de  $R_{pk}$  tendem a se desgastar nos instantes iniciais durante o processo de corte quando o principal mecanismo de desgaste é o *attrition*, levando geralmente a ferramenta de corte a baixos valores de vida e desgastes severos;
- ❖ O revestimento Futura (TiAlN) forma menor quantidade de micropartículas durante o processo de deposição física de vapor (PVD), possui na média menor quantidade de falhas durante ensaio riscamento com carga progressiva, mas devido à propriedade de desgaste deste revestimento, durante o processo de usinagem oferece menor vida da ferramenta;
- ❖ O revestimento Helica forma maior quantidade de micropartículas durante o processo de deposição física de vapor (PVD), possui na média maior quantidade de falhas durante ensaio riscamento com carga progressiva, mas devido à propriedade de desgaste deste revestimento, durante o processo de usinagem oferece maior vida da ferramenta, e permite um melhor acompanhamento do desgaste;
- ❖ A tensão residual na interface do substrato revestido por Helica é geralmente maior do que no substrato revestido por Futura, o que pode estar relacionado com o tempo

de revestimento e com um processo a mais depois da deposição do filme, que é o polimento com escova de alumina;

- ❖ O desgaste predominante nas brocas analisadas, pelo menos no instante em que o ensaio foi finalizado, foi o *attrition* e o lascamento;
- ❖ Os esforços de corte geralmente são menores para as superfícies convencionais e modificadas 1, e suas variações estão relacionadas com os mecanismos de desgaste que a superfície experimenta durante o corte;
- ❖ A ferramenta com substrato convencional e revestida com Helica é a que oferece maior vida nas duas velocidades de corte estudadas (114 e 137 m/min);
- ❖ A caracterização das superfícies ajuda na avaliação do processo de usinagem, mas não oferece previsões exatas do resultado da vida da ferramenta;
- ❖ A ferramenta com revestimento Futura apresentou vida menor que com revestimento Helica, apesar de ser mais dura, principalmente por duas razões: a) nas ferramentas sem polimento, o fato de possuir mais picos (maior  $R_{pk}$ ) facilitou o mecanismo de *attrition*; b) o maior teor de Ti no revestimento Futura dificulta a formação de óxidos sobre a ferramenta que reduzem a interação adesiva na interface peça/ferramenta.

## 5.1 Autocrítica

Dois pontos da tese devem ser comentados: o processo de revestimento das ferramentas e o material de corte que não foram adquiridos no mesmo lote de produção, fazendo com que esta variável não fosse controlada; e a impossibilidade de reprodução das texturas numa amostra plana que facilitaria os ensaios de caracterização. Estes pontos não se tornam tão críticos, pois pode se dizer que, pelo menos um pouco da variabilidade que estavam presentes durante o corte de usinagem, também foi mantida nas caracterizações das amostras. Porém este fato tomou muito tempo de experimento, dificultando que a aluna tivesse mais tempo para realizar testes complementares, por exemplo, o teste de impacto e tensão residual no revestimento.

Apesar de a aluna ter se reunido com alguns especialistas na área de engenharia de superfície e revestimentos, sente-se que poderia ter buscado mais contato ou até mesmo cursado disciplinas relacionadas aos temas em outras instituições. A leitura de artigos contribuiu para o entendimento das análises, mas analisar os resultados sem uma bagagem de conhecimento adquiridos em uma sala de aula, se torna mais complexo e penoso.

Nunca acreditar prontamente na teoria e certificar se realmente o teórico vale na prática. Acreditando que maior rugosidade levaria a um maior travamento mecânico e que resultaria em maior vida da ferramenta, o maior tempo de experimento foi dedicado aos ensaios de usinagem. Após os primeiros ensaios de usinagem e com os testes de indentação Rockwell não foi verificado o que se esperava. Se tivesse verificado a superfície com os ensaios de caracterização relevantes (tensão residual, riscamento e impacto) o tempo para todos os ensaios teria sido mais bem aproveitado, e poderia ter realizado um trabalho com informações mais completas.

Enfim, mesmo realizando ensaios que respondessem todas as questões do estudo, sempre gerará um ponto desconhecido, porque a pesquisa não tem fim; mas vale registrar a dica de que fazer a verificação do teórico nunca é demais.

## **5.2 Sugestões para Trabalhos Futuros**

Pelos resultados deste estudo, parece que a superfície que traria melhor vida na usinagem poderia ser aquela entre as características da convencional e modificada 1. Superfícies com características intermediárias às adquiridas nestas duas superfícies poderiam ser produzidas, e verificadas se proporcionariam maior vida da ferramenta.

Percebe-se o constante uso da nanotecnologia. Assim, o estudo de revestimentos com nano camadas à base de TiAlN, com com adição de outros elementos, como nióbio, vanádio, molibdênio, ítrio, ou outros, poderiam ser testadas, como tem tido sucesso na usinagem de algumas ligas de difícil usinabilidade (Endiro, Fox-Rabinovich e Gey 2006; Fox-Rabinovich et al., 2010), mas com a superfície do metal duro modificadas. O estudo de óxidos nos revestimentos também seria importante, para verificar se a partir dos testes de oxidação seria possível correlacionar com os testes de usinagem, confirmando assim os estudos de outros pesquisadores.

Também seria interessante verificar como seria o desempenho destas ferramentas em operações de usinagem em que o principal mecanismo de desgaste não fosse o *attrition*, mas sim a abrasão ou difusão.

## Referências Bibliográficas

AHARONOV, R.R.; CHHOWALLA, M.; DHAR, S.; FONTANA, R.P. Factors affecting growth defect formation in cathodic arc evaporated coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 82, n.3, p. 334-343, 1996.

ALDRICH-SMITH, G.; JENNETT, N.; HOUSDEN, J. Adhesion of thin coatings—the VAMAS (TWA 22-2) interlaboratory exercise. **Surface and Coatings Technology**, v.197, n. 2–3, p. 336-344, 2005.

ANDEROGLU, Osman. **Residual stress measurement using X-Ray diffraction**. 2004. 76 p. Master's Thesis - Texas A&M University, Texas, 2004.

ANTONIALLI, Armando Ítalo Sette. **Uma contribuição ao fresamento frontal da liga de titânio Ti-6Al-4V**. 2009. 116 p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

ARAI, T.; FUJITA, H.; WATANABE, M. Evaluation of adhesion strength of thin hard coatings. **Thin Solid Films**, v. 154, n. 1–2, p. 387-401, 1987.

ARROYO OSORIO, José Manuel. **Investigação sobre o uso da texturização a laser na preparação da superfície a ser recoberta em ferramentas de metal duro para fresamento**. 2009. 168 p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM C1624**: Standard Test Method for Adhesion Strength and Mechanical Failure Modes of Ceramic Coatings by Quantitative Single Point Scratch Testing. United States, 2010. 29p.

BALZERS BALINIT DO BRASIL: **Aplicações – Usinagem**. Disponível em: <<http://www.oerlikonbalzerscoating.com/bbr/>>. Acesso em: 03 jun. 2011.

BAOUCHI, A.W.; PERRY, A.J. A study of the macroparticle distribution in cathodic-arc-evaporated TiN films. **Surface and Coatings Technology**, v. 49, n. 1–3, p. 253-257, 1991.

BATISTA, J.C.A.; GODOY, C.; MATTHEWS, A. Impact testing of duplex and non-duplex (Ti,Al)N and Cr–N PVD coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 163–164, p. 353-361, 2003.

BERTRAND, G; MAHDJOUR, H.; MEUNIER, C. A study of the corrosion behaviour and protective quality of sputtered chromium nitride coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 126, n. 2–3, p.199-209, 2000.

BHUSHAN, B. Adhesion and stiction: Mechanisms, measurement techniques, and methods for reduction. **American Vacuum Society**, 2003. [DOI: 10.1116/1.1.1627336].

BIGERELLE, M.; IOST, A. A numerical method to calculate the Abbott parameters: A wear application. **Tribology International**, v. 40, n. 9, p. 1319-1334, 2007.

BOTH, Guilherme Brandes. **Caracterização e avaliação tribológica de superfícies resistentes as desgaste para aplicação em ferramentas de conformação a frio**. 2011. 123 p. Dissertação (Mestrado). Escola de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011.

BOUZAKIS, K.-D.; KOUTOUPAS, G.; SIGANOS, A.; LEYENDECKER, T.; ERKENS, G.; PAPAPANAGIOTOU, A.; NIKOLAKAKIS, P. Increasing of cutting performance of PVD coated cemented carbide inserts in chipboard milling through improvement of the film adhesion, considering the coating cutting loads. **Surface and Coatings Technology**, v. 133-134, p. 548-554, 2000.

BOUZAKIS, K.-D.; SIGANOS, A. Fracture initiation mechanisms of thin hard coatings during the impact test. **Surface and Coatings Technology**, v. 185, n. 2–3, p. 150-159, 2004.

BOUZAKIS, K.-D.; ASIMAKOPOULOS, A.; MICHAILIDIS, N.; KOMPOGIANNIS, S.; MALIARIS, G.; GIANNOPOULOS, G.; PAVLIDOU, E.; ERKENS, G. The inclined impact test, an efficient method to characterize coatings' cohesion and adhesion properties. **Thin Solid Films**, v. 469–470, p. 254-262, 2004.

BOUZAKIS, K.-D.; SKORDARIS, G.; MICHAILIDIS, N.; ASIMAKOPOULOS, A.; ERKENS, G. Effect on PVD coated cemented carbide inserts cutting performance of micro-blasting and lapping of their substrates. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 1-4, p. 128-132, 2005a.

BOUZAKIS, K.-D.; SKORDARIS, G.; MIRISIDIS, I.; MESOMERIS, G.; MICHAILEDIS, N.; PAVLIDOU, E.; ERKENS, G. Micro-blasting of PVD Films, an Effective Way to Increase the Cutting Performance of Coated Cemented Carbide Tools. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 54, n. 1, p. 95-98, 2005b.

BOUZAKIS, K. -D.; MICHAILEDIS, N.; GERARDIS, S.; KATIRTZOGLU, G.; LILI, E.; PAPPA, M.; BRIZUELA, M.; GARCIA-LUIS, A.; CREMER, R. Correlation of the impact resistance of variously doped CrAlN PVD coatings with their cutting performance in milling aerospace alloys. **Surface and Coatings Technology**, v. 203, n.5-7, p. 781-785, 2008.

BOUZAKIS, K.-D.; GERARDIS, S.; SKORDARIS, G.; KATIRTZOGLU, G.; MAKRIMALLAKIS, S.; KLOCKE, F.; BOUZAKIS E. Effect of dry micro-blasting on PVD film properties, cutting edge geometry and tool life in milling. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n 6-7, p. 1081-1086, 2009.

BOUZAKIS, K.-D.; BOUZAKIS, E.; SKORDARIS, G.; MAKRIMALLAKIS, S.; TSOUKNIDAS, A.; KATIRTZOGLU, G.; GERARDIS, S. Effect of PVD films wet micro-blasting by various Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> grain size on the wear behaviour of coated tools. **Surface e Coatings Technology**, v. 205, Supplement 2, p. S128-S132, 2011.

BOUZAKIS, K-D.; MICHAILEDIS, N.; SKORDARIS, G.; BOUZAKIS, E.; BIERMANN, D.; M'SAOUBI, R. Cutting with coated tools: Coating technologies, characterization methods and performance optimization. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 61, n. 2, p.703-723, 2012.

BREIDENSTEIN, B.; DENKENA, B. Significance of residual stress in PVD-coated carbide cutting tools. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, In Press, Corrected Proof, Available online 25 April 2013.

BULL, S.J.; BERASETEGUI, E.G. An overview of the potential of quantitative coating adhesion measurement by scratch testing. **Tribology International**, v. 39, n. 2, p.99-114, 2006.

BUNSHAH, R. F. **Handbook of deposition technologies for films and coatings**, Noyes Publications, 2<sup>nd</sup> ed., 1994, p. 864.

BUNSHAH, R. F. Chemical Vapor Deposition (CVD). In: **Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications**, Noyes Publications, 2001, p. 550.

BURAKOWSKI, T.; WIERZCHON, T. **Surface Engineering of Metals: Principles, Equipment, Technologies**. CRC Press, 1998, 608 p.

CARPINETTI, L.C.R.; GONÇALVES FILHO, E.V.; PORTO, A.J.V.; JASINEVICIUS, R.G. **Rugosidade Superficial - Conceitos e Princípios de Medição**, Serviço Gráfico USP – Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos, 2000.

CHIM, Y.C.; DING, X.Z.; ZENG, X.T; ZHANG, S. Oxidation resistance of TiN, CrN, TiAlN and CrAlN coatings deposited by lateral rotating cathode arc. **Thin Solid Films**, v. 517, n. 17, p. 4845-4849, 2009.

CHOI, J.; SOEJIMA, K.; KATO, T.; KAWAGUCHI, M.; LEE, W. Nitriding of high speed steel by bipolar PBII for improvement in adhesion strength of DLC films. **Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms**, v. 272, p. 357-360, 2012.

DA CUNHA, Luís António Carvalho Gachineiro. **Estudo de mecanismo de degradação em revestimentos PVD baseados em nitretos metálicos no processamento de materiais plásticos**. 2000. 202 p. Tese (Doutorado) – Escola de Ciências, Departamento de Física, Universidade do Minho, Braga, 2000.

DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B.; GERDES, L. Residual stress depth distributions in uncoated, PVD coated and decoated carbide cutting tools. **Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Conference the Coatings in Manufacturing Engineering**, 2008.

DENKENA, B.; BREIDENSTEIN, B.; WAGNER, L.; WOLLMANN, M.; MHAEDE, M. Influence of shot peening and laser ablation on residual stress state and phase composition of cemented carbide cutting inserts. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 36, p. 85-89, 2013.

DENG, Xin. **Double cemented carbide: microstructure – property relationships**. 2002. 119 p. Thesis - University of Alabama at Birmingham, Birmingham, 2002

DERFLINGER V., inventor; Oelikon Trading AG, cessionário. **Multilayer Hard Coating for Tools**. United States patent US 20100012483. 2010 Jan 21.

DING, X.; ZENG, X.T.; LIU, Y.C.; FANG, F.Z.; LIM, G.C. Cr<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>N coatings deposited by lateral rotating cathode arc for high speed machining applications. **Thin Solid Films**, V.516, n. 8, p.1710-1715, 2008.

DINIZ, A.E.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N.L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**, 8 ed. São Paulo: Artliber Editora, 2013. 272 p.

DOBRZANSKI, L.A.; SKRZYPEK, S.; PAKUTA, D.; MIKUTA, J.; KRIZ, A. Influence of the PDV e CVD technologies on the residual macro-stresses and functional properties of the coated tool ceramics. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 35, n.2, 2009.

ENDIRO, J.L.; FOX-RABINOVICH, G.S.; GEY, C. Hard AlTiN, AlCrN PVD coatings for machining of austenitic stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 24, p. 6840-6845, 2006.

FERNANDES, C.M.; POPOVICH, V.; MATOS, M.; SENOS, A.M.R.; VIEIRA, M.T. Carbides phases formed in WC-M (M=Fe/Ni/Cr) systems. **Ceramics International**, v. 35, p. 369-372, 2009.

FITZPATRICK, M E.; FRY, A.T.; HOLDWAY, P.; KANDIL, F.A.; SHACKLETON, J.; SUOMINEN, L. Determination of residual stresses by X-ray diffraction. **In: Measurement Good Practice Guide No. 52**, ISSN: 1368-6550, n.2, DTI, 2005.

FOX-RABINOVICH, G.S.; WEATHERLYA, G.C.; DODONOV, A.I.; KOVALEVC, A.I.; SHUSTER, L.S.; VELDHUISA, S.C.; DOSBAEVAA, G.K.; WAINSTEINC, D.L.; MIGRANOVD, M.S. Nano-crystalline filtered arc deposited (FAD) TiAlN PVD coatings for high-speed machining applications. **Surface and Coatings Technology**, v. 177-178, p. 800-811, 2004.

FOX-RABINOVICH, G.S.; BEAKE, B.D.; YAMAMOTO, K.; AGUIRRE, M.H.; VELDHUIS, S.C.; DOSBAEVA G.; ELFIZY A.; BIKSA A.; SHUSTER, L.S. Structure, properties and wear performance of nano-multilayered TiAlCrSiYN/TiAlCrN coatings during machining of Ni-based aerospace superalloys. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 21-22, p. 3698-3706, 2010.

FOX-RABINOVICH, G.S.; YAMAMOTO, K.; BEAKE, B.D.; GERSHMAN, I.S.; KOVALEV, A.I.; VELDHUIS S. C.; AGUIRRE, M. H.; DOSBAEVA, G.; ENDRINO, J.L. Hierarchical adaptive nanostructured PVD coatings for extreme tribological applications: the quest for

nonequilibrium states and emergent behavior. **Science and Technology of Advanced Materials**, v.13, n. 4, 2013. doi:10.1088/1468-6996/13/4/043001

FREUND, L.B.; SURESH, S. **Thin Film Materials: Stress, Defect Formation, and Surface Evolution**. Cambridge: Cambridge University Press, 2003. 768 p.

FURTADO, Nívea Maria de Deus. **Superfície e interface em filmes micro e nano estruturados de silício depositados por PVD em substratos de aço ferramenta D6**. 2007. 97p. Dissertação (Mestrado) – Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, Engenharia e tecnologia Espaciais / Centro e Tecnologia de Materiais e Sensores, São José dos Campos, 2007.

GADELMAWLA, E.S.; KOURA, M.M.; MAKSOUD, T.M.A.; ELEWA, I.M.; SOLIMAN, H.H. Roughness parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 123, n. 1, p. 133-145, 2002.

GOMEZ, H.; DURHAM, D.; XIAO, X.C.; LUKITSCH, M.; LU, L.P.; CHOU, K.; SACHDEV, A.; KUMAR, A. Adhesion analysis and dry machining performance of CVD diamond coatings deposited on surface modified WC–Co turning inserts. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 2, p. 523-533, 2012.

GRIFFITHS, B. Surface Finish Characterization. **Manufacturing Surface Technology**, p. 109-151, 2001.

GUERREIRO, Sérgio Stefano. **Estudo e caracterização de filmes finos de nitreto de titânio obtidos por evaporação a arco catódico e deposição a vácuo**. 1994. 96 p. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo, 1994.

GURLAND, J.; KNOX, J. D., From Sintered Tungsten to Cemented Tungsten Carbide – A Historical Review of Two Related Technologies, Tungsten Refract. Met. 3-1995, **Proc. Int. Conf.**, 3rd 1995 (Pub. 1996), 219-228.

GUSEV, A.I.; KURLOV, A.S. Tungsten carbides and W-C phase diagram. **Inorganic Materials**, v. 42, n. 2, p. 121-127, 2006.

HARRIS, S.G.; DOYLE, E.D.; VLASVELD, A.C.; AUDY, J.; QUICK, D. A study of the wear mechanisms of  $Ti_{1-x}Al_xN$  and  $Ti_{1-x-y}Al_xCr_yN$  coated high-speed steel twist drills under dry machining conditions. **Wear**, v. 254, n. 7-8, p. 723-734, 2003.

HARRIS; S.G.; DOYLE, E.D.; WONG Y.-C.; MUNROE P.R.; CAIRNEY J.M.; LONG, J.M. Reducing the macroparticle content of cathodic arc evaporated TiN coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 183, n. 2–3, p. 283-294, 2004.

HEINKE, W.; LEYLAND, A.; MATTHEWS, A.; BERG, G.; FRIEDRICH, C.; BROSZEIT, E. Evaluation of PVD nitride coatings, using impact, scratch and Rockwell-C adhesion tests. **Thin Solid Films**, v. 270, n.1–2, p. 431-438, 1995.

HOGMARK, S. Tribological coatings - Novel concepts and conditions for successful application. **39<sup>th</sup> International Conference on Metallurgical Coatings & Thin Films**, 2012. Disponível em <<http://www.teknik.uu.se/tribomaterials/Welcome/.../HogmarkExtendedAbstract.pdf>> Acesso 10 de maio de 2012.

HOLMBERG, K.; LAUKKANEN, A.; RONKAINEN, H.; WALLIN, K.; VARJUS, S. A model for stresses, crack generation and fracture toughness calculation in scratched TiN-coated steel surfaces. **Wear**, v. 254, n. 3–4, p. 278-291, 2003.

HORA, Windson Gomes. **Produção e caracterização de filmes finos de GEO<sub>2</sub>-PBO**. 2008. 124 p. Dissertação Mestrado – Departamento de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

HOVSEPIAN, P. E.; REINHARD, C.; EHIASARIAN, A.P. CrAlYN/CrN superlattice coatings deposited by the combined high power impulse magnetron sputtering/unbalanced magnetron sputtering technique. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n.7, p. 4105-4110, 2006.

HUANG, R-X.; QI, Z-B.; SUN P.; WANG, Z-C.; WU, C-H. Influence of substrate roughness on structure and mechanical property of TiAlN coating fabricated by cathodic arc evaporation. **Physics Procedia**, v. 18, p.160-167, 2011.

HULTMAN, L. Thermal stability of nitride thin films. **Vacuum**, v. 57, n. 1, p. 1-30, 2000.

JASINEVICIUS, R.G.; DUDUCH, J.G.; PIZANI, P.S. In-situ raman spectroscopy analysis of recrystallization annealing of diamond turned silicon crystal. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 29, n. 1, 2007.

JIANXIN, D.; HUI, Z.; ZE, W.; YUNSONG, L.; JUN, Z. Friction and wear behaviors of WC/Co cemented carbide tool materials with different WC grain sizes at temperatures up to 600 °C. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 31, p. 196-204, 2012.

KAEFER, Lígia Fernanda. **Análise do comportamento eletroquímico de revestimento de carbetto de tungstênio cimentado obtido por aspersão térmica**. Dissertação Mestrado. 2004. 81 p. Universidade Federal do Paraná, 2004.

KAWATE, M.; HASHIMOTO, A.K.; SUZUKI, T. Oxidation resistance of  $\text{Cr}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$  and  $\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x\text{N}$  films. **Surface and Coatings Technology**, v. 165, n.2, p. 163-167, 2003.

KRISHNA, B. V.; MISRA, V.N.; MUKHERJEE, P.S.; SHARMA, P. Microstructure and properties of flame sprayed tungsten carbide coatings. **Refractory Metals and Hard Materials**, v. 20, p. 355-374, 2002.

KIM, C.W; KIM, K.H. Anti-oxidation properties of TiAlN film prepared by plasma-assisted chemical vapor deposition and roles of Al. **Thin Solid Films**, v. 307, n. 1-2, p. 113-119, 1997.

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

LOU, D.; HELLMAN, J.; LUHULIMA, D.; LIIMATAINEM, J.; LINDROOS, V.K. Interactions between tungsten carbide (WC) particulates and metal matrix in WC-reinforced composites. **Materials Science and Engineering A**, v. 340, p. 155-162, 2003.

LU, F.X.; TANG, W.Z.; TONG, Y.M.; MIAO, J.Q.; HE, L.F.; LI, C.M.; CHEN, G.C. Novel pretreatment of hard metal substrate for better performance of diamond coated cutting tools. **Diamond and Related Materials**, v. 15, n. 11–12, p. 2039-2045, 2006.

LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stress**. The Fairmont Press, Prentice Hall, 1996, 238 p.

MATTOX, D.M. **Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing**, Noyes Publications, 1998, 945 p.

MA, L.W.; CAIRNEY, J.M.; HOFFMAN, M.J; MUNROE, P.R. Deformation and fracture of TiN and TiAlN coatings on a steel substrate during nanoindentation. **Surface and Coatings Technology**, v. 200, n. 11, p. 3518-3526, 2006.

MARTINS, Ricardo Jorge Dias. **Estudo de revestimento por soldadura em equipamento de processo**. 2011. 174 p. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade de Coimbra, Coimbra, 2011.

MIERNIK, K.; WALKOWICZ, J. Spatial distribution of microdroplets generated in the cathode spots of vacuum arcs. *Surface and Coatings Technology*, v. 125, n. 1–3, p. 161-166, 2000.

MO, J.L.; ZHU, M.H.; LEI, B.; LENG, Y.X.; HUANG, N. Comparison of tribological behaviours of AlCrN and TiAlN coatings – Deposited by physical vapor deposition. **Wear**, v. 263, n. 7-12, p. 1423-1429, 2007.

MORI, H.; TACHIKAWA, H. Increased adhesion of diamond-like carbon–Si coatings and its tribological properties. **Surface and Coatings Technology**, v. 149, n. 2–3, p. 224-229, 2002.

NELSON, G.L. Adhesion. *In: Paint and Coating Testing Manual*, 15<sup>th</sup> Edition, Gardner-Sward Handbook, p. 601-614, 2012.

NESLÁDEK, M.; VANDIERENDONCK, K.; QUAEYHAEGENS, C.; KERKHOFS, M.; STALS, L.M. Adhesion of diamond coatings on cemented carbides. **Thin Solid Films**, v. 270, n. 1–2, p. 184-188, 1995.

NEVES, Davi. **Influência da texturização laser na vida de ferramentas de torneamento revestidas por CVD e PVD**. 2010. 193 p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

NGUYEN, T.D.; KIM, S.K.; LEE, D.B. High-temperature oxidation of nano-multilayered TiAlCrSiN thin films in air. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 5, p. 697-704, 2009.

OETTEL, H.; WIEDEMANN, R. Residual stresses in PVD hard coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 76–77, Part 1, p. 265-273, 1995.

OLLENDORF, H.; SCHNEIDER, D. A comparative study of adhesion test methods for hard coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 113, n. 1-2, p. 86-102, 1999.

ORHING, M. **Materials Science of thin Films**. Academic Press, 1992, 742 p.

PANJAN, P.; CEKADA, M.; PANJAN, M.; KEK-MERL, D. Growth defects in PVD hard coatings. **Vaccum**, v. 84, p. 209-214, 2009.

PANJAN, P.; CEKADA, M.; PANJAN, M.; KEK-MERL, D.; ZUPANIC, F.; CURKOVIC, L.; PASKVALE, S. Surface density of growth defects in different PVD hard coatings prepared by sputtering. **Vaccum** (2011), doi:10.1016/j.vacuum.2011.07.013.

PAPINI, M.; SPELT, J.K. The mechanics of coatings. In: **Adhesion Science and Engineering**, 1 ed., v.1, Elsevier Science B.V., 2002. p. 314-361.

PARK, H.-S.; KWON, D. An energy approach to quantification of adhesion strength from critical loads in scratch tests. **Thin Solid Films**, v. 307, n. 1-2, p. 156-162, 1997.

PERRY, A.J.; VALLI, J.; STEINMANN, P.A. Adhesion scratch testing: A round-robin experiment. **Surface and Coatings Technology**, v.36, n. 1-2, p.559-575, 1988.

PIERSON, H. O. **Handbook of Chemical Vapor Deposition: Principles, Technology, and Applications**. 2 ed. Norwich, New York, U.S.A.: Noyes Publications / William Andrew Publishing, LLC, 1999. v. 1, 506p.

POLINI, R. Chemically vapour deposited diamond coatings on cemented tungsten carbides: Substrate pretreatments, adhesion and cutting performance. **Thin Solid Films**, v. 515, n. 1, p. 4-13, 2006.

PRENGEL, G.H.; PFOUTS, W.R.; SANTHANAM, A.T. State of the art in hard coatings for carbide cutting tools. **Surface and Coatings Technology**, v. 102, n. 3, p. 183-190, 1998.

PVD. Technology, testing equipment, Rockwell adhesion tester. Disponível em <<http://www.pvd-coatings.co.uk>>. Acesso em 2 fevereiro de 2012.

RANDALL, N.X.; FAVARO, G.; FRANKEL, C.H. The effect of intrinsic parameters on the critical load as measured with the scratch test method. **Surface and Coatings Technology**, v. 137, n. 2-3, 15, p. 146-151, 2001.

RANDHAWA, H.; JOHNSON, P.C. Technical note: A review of cathodic arc plasma deposition processes and their applications. **Surface and Coatings Technology**, v. 31, n. 4, p. 303-318, 1987.

RECCO, A.A.C.; OLIVEIRA, I.C.; MASSI, M.; MACIEL H.S.; TSCHIPTSCHIN, A.P. Adhesion of reactive magnetron sputtered  $TiN_x$  and  $TiC_y$  coatings to AISI H13 tool steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, n. 4-7, p. 1078-1083, 2007.

REIS, Frederico Aires Rodrigues da Costa. **Medição de tensões residuais com indentados instrumentado e interferômetro radial**. 2012. 165p. Dissertação (Mestrado) – Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.

REIZER, R. Simulation of 3D Gaussian surface topography. **Wear**, v. 271, n 3-4, p. 539-543, 2011.

RICHARD, P.; THOMAS, J.; LANDOLT, D.; GREMAUD, G. Combination of scratch-test and acoustic microscopy imaging for the study of coating adhesion. **Surface and Coatings Technology**, v. 91, n. 1-2, p. 83-90, 1997.

RODRÍGUEZ, R. J.; GARCÍA, J.A.; MEDRANO, A.; RICO, M.; SÁNCHEZ, R.; MARTÍNEZ, R.; LABRUGÉRE, C.; LAHAYE, M.; GUETTE, A. Tribological behaviour of hard coatings deposited by arc-evaporation PVD. **Vacuum**, v. 67, n. 3-4, p. 559-566, 2002.

ROSSINI, N.S.; DASSISTI, M.; BENYOUNIS, K.Y.; OLABI, A.G. Methods of measuring residual stresses in components. **Materials & Design**, v. 35, p. 572-588, 2012.

SAHOO, P.; ALI, M. Elastic-plastic adhesive contact of non-Gaussian rough surfaces. **Sadhana**, v. 33, part 4, pp. 367-384, 2008.

SANDVIK Hard Materials, 2008. *Types of cemented carbide*. Disponível em <[http://www.allaboutcementedcarbide.com/02\\_01.html](http://www.allaboutcementedcarbide.com/02_01.html)>. Acesso em 17 de março de 2011.

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

SCHUBERT, W.D.; LASSNER, E.; BÖHLKE, W. **Cemented carbides - a success story**. Disponível em <[http://www.itia.info/FileLib/Newsletter\\_2010\\_06.pdf](http://www.itia.info/FileLib/Newsletter_2010_06.pdf)>. Acesso em 22 de dezembro de 2010.

SEDLAČEK, M.; PODGORNIK, B.; VIŽINTIN, J. Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear. **Wear**, v. 266, n. 3-4, Pp. 482-487, 2009.

SETTINERI, L.; FAGA, M.G.; GAUTIER, G.; PERUCCA, M. Evaluation of wear resistance of AlSiTiN and AlSiCrN nanocomposite coatings for cutting tools. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v.57, n.1, p. 575-578, 2008.

SINGH, R.K. **Method of applying a laser beam creating micro-scale surface structures prior to deposition of film for increased adhesion**. US Patent 5,558,789. Sep. 24, 1996.

SINGH, K.; LIMAYE, P.K.; SONI, N.L.; GROVER, A.K.; AGRAWAL, R.G; SURI, A.K. Wear studies of (Ti-Al)N coatings deposited by reactive magnetron sputtering. **Wear**, v. 258, n. 11-12, p. 1813-1824, 2005.

SOMMER, M.; HAUBNER, R.; LUX, B. Diamond deposition on copper treated hardmetal substrates. **Diamond and Related Materials**, v. 9, n. 3-6, p. 351-357, 2000.

STALLARD, J.; POULAT, S.; TEER, D.G. The study of the adhesion of a TiN coating on steel and titanium alloy substrates using a multi-mode scratch tester. **Tribology International**, v. 39, n. 2, p. 159-166, 2006.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHELOR, A.W. Fundamentals of Contact Between Solids. **Engineering Tribology** (Third Edition), p. 461-499, 2006.

TAGLIA, A.D.; TANI, G. A method for measuring cutting forces in boring operations. **International Journal of Machine Tool Design and Research**, v. 22, n. 1, p. 23-30, 1982.

TAKEUCHI, S; KOJIMA, M.; TAKANO, S.; KANDA, K.; MURAKAWA, M. Adhesion strength of multi-layered diamond films on WC-Co alloy substrate. **Thin Solid Films**. v. 469-470, p. 190-193, 2004.

TELES, José Marcelo. **Torneamento de ferro fundido nodular ferritizado com nióbio utilizando ferramentas de metal duro**. 2007. 106p. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2007.

TÖNSHOFF, H.K.; KARPUSCHEWSKI, B.; MOHLFELD, A.; SEEGER, H. Influence of subsurface properties on the adhesion strength of sputtered hard coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 116-119, p. 524-529, 1999.

TUNÇ, L.T.; BUDAK, E. Effect of cutting conditions and tool geometry on process damping in machining. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 57, p. 10-19, 2012.

UHLMANN, E.; REIMERS, W.; BYRNE, F.; KLAUS, M. Analysis of tool wear and residual stress of CVD diamond coated cemented carbide tools in the machining of aluminium silicon alloys. **Production Engineering**, v. 4, n. 2-3, p. 203-209, 2010, DOI 10.1007/s11740-010-0213-x.

VENTURA, Carlos Eiji Hirata. **Estudo dos esforços de corte no processo HSM aplicado à abertura de cavidades**. 2010. 167 p. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

VETTER, J. Vacuum arc coatings for tools: potential and application. **Surface and Coatings Technology**, v. 76-77, p. 719-724, 1995.

VIANA, Rander. **Estudo da caracterização de ferramentas de corte texturizadas a laser e revestidas utilizadas no fresamento frontal de ferro fundido vermicular**. 2009. 131 p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2009.

VIDAKIS, N.; ANTONIADIS, A.; BILALIS, N. The VDI 3198 indentation test evaluation of a reliable qualitative control for layered compounds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 143-144, p. 481-485, 2003.

WANG, T.; XIANG, L.; SHI, W.; JIANG, X. Deposition of diamond/ $\beta$ -SiC/cobalt silicide composite interlayers to improve adhesion of diamond coating on WC-Co substrates by DC-Plasma Assisted HFCVD. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 8-9, p. 3027-3034, 2011.

WESTBROOK, J.H.; FLEISCHER, R.L. **Intermetallic compounds: principles and practice**. John Wiley & Sons Ltd, USA, v.1, 1995.

WHITEHOUSE, D. Profile and areal (3D) parameter characterization. **Surfaces and Their Measurement**, p. 48-95, 2002.

XIAO, D-H., X.; H.E, Y-H.; LUO, W-H.; SONG, M.. Effect of VC and NbC additions on microstructure and properties of ultrafine WC-10Co cemented carbides. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 19, n. 6, p. 1520-1525, 2009.

YANG, B.; HUANG, Z.H.; GAO, H.T.; FAN, X.J.; FU, D.J. Droplet-free TiC nanocrystal-containing diamond-like carbon coatings deposited by combined cathodic arc MF magnetron sputtering. **Surface and Coatings Technology**, v.201, n. 15, p. 6808-6811, 2007.

YAO, Z.; STIGLICH, J. J.; SUDARSHAN, T. S. **Nano-grained Tungsten Carbide-Cobalt (WC/Co)**. Disponível em <[http:// www.matmod.com/Publications/armor\\_1.pdf](http://www.matmod.com/Publications/armor_1.pdf) >. Acesso em 15 de janeiro de 2011.