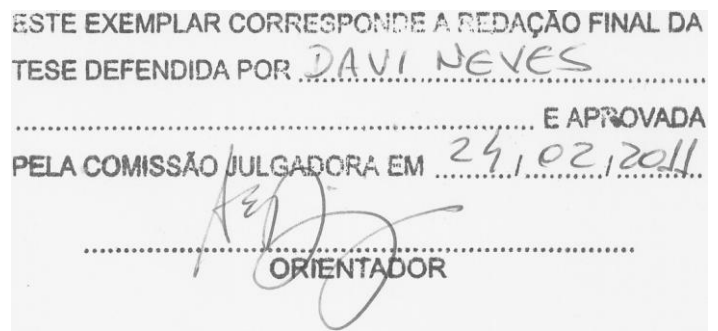




**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Davi Neves

**Influência da Texturização Laser na Vida de
Ferramentas de Torneamento Revestidas por
CVD e PVD**

Campinas, 2010.

13/2011

Davi Neves

Influência da texturização laser na vida de ferramentas de torneamento revestidas por CVD e PVD

Tese apresentada ao Curso de Doutorado da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Anselmo Eduardo Diniz

Co-orientador:

Campinas
2010

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

N414i Neves, Davi
 Influência da texturização laser na vida de
 ferramentas de torneamento revestidas por CVD e PVD /
 Davi Neves. --Campinas, SP: [s.n.], 2010.

 Orientador: Anselmo Eduardo Diniz.
 Tese de Doutorado - Universidade Estadual de
 Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

 1. Torneamento. 2. Usinagem. 3. Revestimento. 4.
 Adesão. I. Diniz, Anselmo Eduardo. II. Universidade
 Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia
 Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Influence of laser texturing on tool life of PVD coated tool and
CVD coated tool in turning

Palavras-chave em Inglês: Turning, Machining, Coating, Adhesion

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Anselmo Eduardo Diniz, Olívio Novaski, Maria Helena
Robert

Data da defesa: 20/12/2010

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

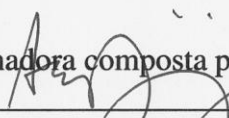
**Influência da texturização laser na vida de
ferramentas de torneamento revestidas por
CVD e PVD**

Autor: Davi Neves

Orientador: Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz

Co-orientador:

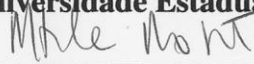
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:



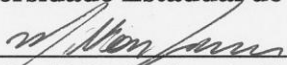
Prof. Dr. Anselmo Eduardo Diniz, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Olívio Novaski
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

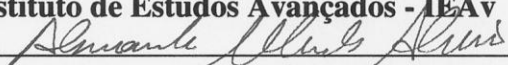


Prof. Dr. Maria Helena Robert
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes Lima

Instituto de Estudos Avançados - IEAv



Prof. Dr. Alexandre Mendes Abrão
Universidade Federal de Minas Gerais

Campinas, 20 de dezembro de 2010

Dedico este trabalho aos meus filhos e à minha querida esposa.

Agradecimentos

A Deus, por ter me proporcionado a oportunidade de realizar este trabalho.

Aos meus pais pelo incentivo em todos os momentos da minha vida.

Ao Prof Dr. Anselmo Eduardo Diniz, meu orientador, que me mostrou os caminhos a serem seguidos, pela confiança, incentivo e pela sua ajuda nos momentos de indecisão, e acima de tudo pela amizade.

Agradeço ao professor Dr. Milton Lima, que me auxiliou nas estratégias, no delineamento e na montagem das texturizações realizadas.

Ao Comando da Aeronáutica - Comaer e ao DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA AEROESPACIAL - DCTA, através do Instituto de Estudos Avançados, e em especial à Divisão Suporte Tecnológico, a qual forneceu apoio logístico e técnico e recursos que tomaram possível a realização do presente trabalho.

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

A todos os professores, funcionários e colegas da FEM/UNICAMP, que colaboraram de forma direta e indireta no decorrer deste trabalho,

E a todos aqueles que me ajudaram na concretização deste trabalho expresso aqui os meus sinceros agradecimentos.

“Feliz aquele que transfere o que sabe e aprende o que ensina.”

Cora Coralina

Resumo

Uma característica dos revestimentos aplicados nas ferramentas de corte é a adesão. A adesão deficiente libera particulados duros e abrasivos resultantes da fragmentação prematura do revestimento, acelerando o desgaste das superfícies em contato. Na texturização, um laser de pulsos curtos e de alta frequência provoca, na interação com a superfície, uma mudança das propriedades advinda da fusão e ablação de material. Neste processo podem ocorrer a limpeza e a texturização simultâneas da superfície, dependendo da energia do pulso laser. Nesta tese foi avaliada 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. Após uma análise prévia dos efeitos do laser sobre o metal duro, dois conjuntos de substratos, um adequado a revestimento CVD e outro adequado a revestimento PVD, foram extraídos do processo produtivo antes do jateamento que antecede a aplicação do revestimento. Texturizados a laser em quatro diferentes condições, os substratos foram posteriormente recobertos com os respectivos filmes de PVD TiAlN e CVD TiCN+Al₂O₃+TiN. Comparadas com ferramentas convencionais, as ferramentas texturizadas a laser e revestidas por PVD foram superiores em testes de indentação e ensaios de torneamento. As ferramentas texturizadas a laser e revestidas por CVD apresentaram um desempenho inferior nos ensaios de indentação e torneamento. A comparação dos mecanismos de desgaste das ferramentas mostra que a texturização não elimina os mecanismos atuantes na ferramenta, mas altera a relação de importância na formação de seus desgastes. A texturização a laser não eliminou os defeitos produzidos pelo processo CVD na ferramenta, tornou-os mais graves, o que fez com que a ferramenta texturizada a laser apresentasse vida menor que a ferramenta convencional. Por outro lado, em ferramentas PVD, a ancoragem proporcionada pela maior rugosidade da superfície texturizada aumentou a adesão do revestimento com o substrato e, conseqüentemente, aumentar a vida da ferramenta.

Palavras Chave: Torneamento, ferramentas de usinagem, revestimento, adesão.

Abstract

Adhesion is one of the most important coating characteristics on cutting tools. Poor coating adhesion on the tool makes possible the coating fragmentation and the release of hard and abrasive particles. These particles interact with the tool surfaces accelerating tool wear. In texturing, a high frequency short pulse laser changes surface characteristics generating molten material and ablation. The surface cleaning and texturing can simultaneously occur, depending on the laser pulse energy. This thesis evaluated the effectiveness of laser texturing as an alternative to sand blasting for substrate surface preparation for tool surface coating. After a preliminary examination of laser surface cemented carbide interaction, two sets of substrates, a CVD coating suitable substrate and a PVD coating suitable substrate were taken from production process before blasting to coating application. These substrates were laser textured in four different conditions and then subsequently coated with the respective CVD TiCN+Al₂O₃+TiN film and PVD TiAlN film. The PVD coated laser texturized tool showed higher performance on indentation tests and turning tests in benchmark with conventional tools. The CVD coated laser-texturized tool was outperformed by conventional tools in the indentation test and turning test. The comparative evaluation of tool wear mechanisms shows that the texturing does not alter the wear mechanisms, but it changes the importance of them in tool wear. Therefore, laser texturizing did not eliminate the defects produced by the CVD process on the tool, instead, it made them more aggressive, what caused the laser texturized tool to have shorter life than the conventional one. On the other hand, in the PVD coated tools the anchoring caused by the higher roughness of the texturized surface could increase the coating adhesion on the substrate and, consequently, to increase tool life.

Keywords: Turning, metal cutting tools, Coating. Adhesion.

Lista de Ilustrações

Figura 2.1 Efeito do revestimento nas curvas de desgaste das ferramentas de cratera (KT) e de flanco (VB) (QUINTO, 1996).....	6
Figura 2.2 Mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas de corte (KOMANDURI, 1993). ...	9
Figura 2.3 Variação da Microdureza Vickers dos revestimentos de titânio em função da temperatura (JINDAL et al., 1999).	18
Figura 2.4 Condutividade térmica comparativa de materiais de ferramentas de corte (a) e revestimentos de alumina (b) comumente utilizados (CAHILL et al., 1998).	23
Figura 2.5 Avaliação comparativa de desgaste de outros revestimentos com o revestimento de Al_2O_3 PACVD. (a) e (c) comparações entre desgastes de cratera, (b) e (d) comparações de desgaste de flanco. (TABERSKY et al., 1996).	26
Figura 2.6 Diagramas mostrando (a) vida, (b) desgaste na superfície de saída e (c) desgaste na superfície de folga dos resultados de ensaio de torneamento com $v_c = 200$ m/min $f = 0,3$ mm/rev, $a_p = 2$ mm (ÅSTRAND et al., 2004).	29
Figura 2.7 Variação da composição da camada de óxido do revestimento de TiAlN em função da temperatura (VAZ et al., 1997).	39
Figura 2.8 Principais técnicas de remoção do cobalto da superfície de WC-Co para aplicação de revestimento de diamante. (a) ataque em duas etapas de ácido Caro + reagente de Murakami. (b) interposição de camadas intermediárias. (c) tratamento com solução de $CuSO_4$. (d) tratamento térmico do substrato (HAUBNER et al., 2010).	46
Figura 2.9 Efeito da texturização laser na adesão de TiN sobre o substrato de aço rápido (NEVES et al., 2006).....	59
Figura 2.10 Efeito da texturização no aço rápido M2. (a) Poça de fusão resultante da texturização após aplicação do revestimento de TiN (b) Trincas oriundas do ensaio de indentação em aço	

rápido não texturizado (c) Redução de trincas oriundas do ensaio de indentação em função da texturização do aço rápido (LADÁRIO, 2009).	60
Figura 2.11 Efeito da intensidade do laser sobre a superfície de metal duro (ARROYO, 2010a). (a) superfície padrão sem texturização. (b) superfície texturizada com irradiância de 137 MW/cm ² . (c) superfície texturizada com irradiância de 239 MW/cm ² . (d) superfície texturizada com irradiância de 273 MW/cm ² . (e) superfície texturizada com irradiância de 308 MW/cm ² . (f) superfície texturizada com irradiância de 410 MW/cm ² .	62
Figura 2.12 Comparação do efeito do número de pulsos (texturizações) na morfologia da superfície de metal duro (ARROYO, 2010a). (a) Superfície de referência. (b) 16 texturizações. (c) 32 texturizações. (d) 64 texturizações. (e) 128 texturizações (f) 256 texturizações.	63
Figura 2.13 Perfilometria tridimensional das superfícies dos substratos. (a) substrato sem revestimento jateado. (b) substrato sem revestimento texturizado com laser. (VIANA, 2009).	64
Figura 2.14 Difração de raios x de superfície de metal duro (a) superfície jateada. (b) superfície texturizada laser (VIANA, 2009).	66
Figura 2.15 Vida comparativa de diferentes substratos jateados e texturizados a laser. (a) substrato classe 4030 Sandvik. (b) substrato classe 4240 Sandvik (ARROYO, 2009).	68
Figura 2.16 Comparação de desempenho de ferramentas de metal duro texturizadas a laser e jateadas e posteriormente revestidas (VIANA, 2009).	69
Figura 3.1 - Esquema do Sistema de Galvanométrico de Texturização.	72
Figura 3.2 Dispositivo de caloteste para medição de espessura de revestimentos em pastilhas.	75
Figura 3.3 Aspectos geométricos da texturização. (a) superposição da pulsos de texturização, (b) sequenciamento de pulsos, (c) áreas superexpostas. (d) formação de padrão de texturização.	76
Figura 3.4 Montagem experimental de texturização.(a) ar. (b) submerso.	78
Figura 3.5 Fluxograma da texturização e caracterização do substrato P25.	83
Figura 3.6 Fluxograma do estudo da texturização na adesão de revestimentos - parte 1.	84
Figura 3.7 Fluxograma do estudo da texturização na adesão de revestimentos parte - 2.	85
Figura 3.8 Fluxograma do estudo da texturização na adesão de revestimentos - parte 3.	85

Figura 4.1 Rugosidade das diversas superfícies de metal duro texturizadas.	87
Figura 4.2 Perfil de rugosidade e relação com a curva de Abbott-Firestone (ANDERBERG et al., 2009).....	88
Figura 4.3 Superposição de curvas de Abbott-Firestone de diferentes superfícies texturizadas com a mesma potencia do pulso. (a) Potência de texturização de 3 W e (b) Potência de texturização de 15 W.	90
Figura 4.4 A influencia dos parâmetros de texturização da superfície de metal duro no parâmetro <i>Mr1</i> da curva de Abbott-Firestone	92
Figura 4.5 Comparação da razão <i>Rpk/Rvk</i> entre as superfícies de metal duro texturizadas e sem texturização.	93
Figura 4.6 Comparação das curvas de Abbott-Firestone das superfícies de metal duro texturizadas e sem texturização.	94
Figura 4.7 Corpo de prova de metal duro texturizado com potência de 12 W (a) com uma única texturização e (b) com duas texturizações.....	95
Figura 4.8 Comparação de micrografias de antes e após a texturização realizada a 3 W.(a) Superficie de referência. (b) 1 texturização. (c) 2 texturizações. (d) 3 texturizações. (e) 4 texturizações. (f) 5 texturizações.....	97
Figura 4.9 Diferenças entre os perfis de rugosidade em função da texturização.(a) gráfico de rugosidade. (b) densidade de potência espectral. (c) histograma de amplitude do sinal.....	99
Figura 4.10 Alterações nos perfis de rugosidade em função da potência de texturização. (a) gráfico de rugosidade. (b) comparação de histogramas de amplitude do sinal. (c) comparação de gráficos de periodicidade.	101
Figura 4.11 Diferenças entre as superfícies texturizadas em diferentes potências. (a) superfície de referência. (b) potencia de 3 W. (c) potencia de 6 W. (d) potencia de 9 W. (e) potencia de 12 W. (f) potencia de 15 W.....	103
Figura 4.12 Diferenças entre as superfícies texturizadas com a mesma intensidade acumulada de 15,28 J/cm ² . (a) P = 3 W N = 4.(b) P = 6 W N = 2. (c) P = 12 W N = 1.....	106
Figura 4.13 Geração defeitos na texturização. (a) trincas.(b) destacamentos. (c) poros.....	108

Figura 4.14 – Fotos de superfícies texturizadas com e sem a presença de água. (a) P = 15 W N = 3 ar. (b) P = 6 W N = 4 ar. (c) P = 6 W N = 5 ar. (d) P = 15 W N = 3 água. (e) P = 15 W N = 4 água. (f) P = 15 W N = 5 água.	109
Figura 4.15. Variação do diâmetro de focalização em função do fenômeno da refração da luz..	110
Figura 4.16 Influência do uso da água na rugosidade da superfície texturizada.	112
Figura 4.17 Caracterização do Substrato 4225. (a) granulometria média de 3,6 μm . (b) e (c) regiões analisadas por EDS. (d) justaposição dos gráficos de análises de EDS.	115
Figura 4.18 Comparação entre texturizações do substrato 4225. (a) texturização comercial (jateada) padrão. (b) texturização laser P = 9 W N = 3 em ar. (c) texturização laser P = 15 W N = 3W em ar.	117
Figura 4.19 Variação da concentração de cobalto no substrato 4225 texturizado com 9 W ao ar. (a) e (b) identificação do segmento e pontos analisados. (c) variação dos elementos ao longo da linha. (d) resultado de análises localizadas	118
Figura 4.20 Variação da concentração de cobalto no substrato 4225 texturizado com 15 W ao ar. (a) e (b) identificação dos segmentos analisados. (c) e (d) variação dos elementos ao longo da linha.....	119
Figura 4.21 Granulometria e variação da concentração de cobalto no substrato 1005 sem texturização. (a) distribuição homogênea de grãos de 0,6 μm de WC. (b) identificação do segmento analisado. (c) variação de concentração dos elementos ao longo da linha.	120
Figura 4.22 Efeito do laser na microestrutura do substrato 1005. (a) superfície com texturização comercial padrão. (b) superfície texturizada em ar com laser P = 9 W. (c) superfície texturizada em ar com laser P = 15 W	121
Figura 4.23 Análises de EDS no substrato 1005 texturizado em ar. (a) análise pontual de substrato texturizado com P = 9 W. (b) múltiplas análises ao longo de uma linha num substrato texturizado com P = 15 W. (c)) análise pontual de substrato texturizado com P = 15 W.....	122
Figura 4.24 Trincas e poros presentes nas superfícies de saída das pastilhas TNMG 16-04-08 PM - CVD de origem comercial e texturizadas a laser. (a) ponta da ferramenta com identificação de defeitos. (b) poros na superfície de saída. (c) trincas na superfície de saída.	123

Figura 4.25 Trincas sobre a superfície de folga da pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 – CVD comercial e texturizada a laser. (a) superfície de folga com revestimento de TiN de aspecto globular. (b) superfície de folga	124
Figura 4.26 Seção Transversal da pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 CVD – padrão. (a) indicação dos defeitos de poro e trinca do revestimento. (b) detalhe da trinca e região de interface (c) detalhe do poro e identificação de pontos para análises de EDS.	125
Figura 4.27 EDS da seção transversal da pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 - CVD. (a) camada externa de alumina ‘1’ da figura 4.26c. (b) camada intermediária de TiCN ‘2’ da figura 4.26c. (c) camada interfacial ‘3’ evidenciando difusão de elementos do substrato ‘3’ da figura 4.26c.	126
Figura 4.28 Defeitos e fases do substrato de metal duro próximos à interface com a camada de cobertura presentes na pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 - CVD. (a) fase eta. (b) poros.....	128
Figura 4.29 Defeitos de evaporação presentes nas pastilhas TNMG 16-04-08 QM 1005 – PVD texturizada a laser e convencional. (a) aspecto geral da superfície. (b) microgotículas ou “droplets” (c) defeitos gerados na camada em função da formação de “droplets”. (d) análises pontuais na base e na microgotícula do revestimento.	130
Figura 4.30 Metalografia do substrato de metal duro da pastilha TNMG 16-04-08 QM 1005 – PVD texturizado a laser e convencional. (a) matriz de granulometria fina do substrato. (b) e (c) detalhe do revestimento de TiAlN	131
Figura 4.31 Dimensões geométricas da calota.	132
Figura 4.32. Ensaio de Caloteste do revestimento de CVD.(a) projeção da calota em ensaio com esfera de 19,05 mm. (b) e (c) trincas do revestimento detectado no ensaio desde o substrato ‘4’ passando pela camada de TiCN ‘3’ e pela camada de alumina ‘2’ e obscurecidas pela deposição da camada de TiN ‘1’ ..	133
Figura 4.33 Padrões de falha em teste de indentação VDI 3198.....	136
Figura 4.34 Teste de indentação na pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 CVD. (a) pastilha comercial padrão - CVD. (b) pastilha texturizada com P = 9 W em ar - CVD. (c) pastilha texturizada com P = 15 W em ar - CVD. (d) pastilha texturizada com P = 9 W submersa - CVD. (e) pastilha texturizada com P = 15 W submersa - CVD.	137

Figura 4.35 Teste de indentação na pastilha TNMG 16-04-08 QM 1005 - PVD. (a) pastilha comercial padrão - PVD . (b) pastilha texturizada com $P = 9\text{ W}$ em ar - PVD. (c) pastilha texturizada com $P = 15\text{ W}$ em ar - PVD. (d) pastilha texturizada com $P = 9\text{ W}$ submersa - PVD. (e) pastilha texturizada com $P = 15\text{ W}$ submersa - PVD.....	139
Figura 4.36 Ensaio de desgaste da ferramenta comercial padrão TNMG 160408 QM 1005.	140
Figura 4.37 Comparação das curvas de desgaste de ferramentas texturizadas com a ferramenta padrão TNMG 160408 QM 1005 - PVD. (a) curvas de desgaste das ferramentas ensaiadas com $v_c = 300\text{ m/min}$. (b) curvas de desgaste das ferramentas ensaiadas com $v_c = 360\text{ m/min}$	141
Figura 4.38 Efeito da texturização na vida das ferramentas TNMG 160408 QM 1005 PVD.	142
Figura 4.39 Efeito da texturização na vida das ferramentas TNMG 160409 PM 4225 CVD.	143
Figura 4.40 Superfícies da pastilha TNMG 160408 PM 4225 ao final do ensaio de torneamento (ferramenta padrão, sem ataque químico). (a) superfície de folga sem ataque químico mostrado em ‘1’ desgaste de entalhe. (b) detalhe ‘2’ da figura (a) mostrando ‘1’ o revestimento de TiN, ‘2’ o revestimento de alumina, ‘3’ o revestimento de TiCN, ‘4’ a adesão de material e ‘5’ o substrato. (c) superfície de saída mostrando em ‘1’ a destruição parcial da aresta em função do desgaste de flanco e ‘2’ a zona de aderência.	147
Figura 4.41 Desgaste da superfície de folga da ferramenta TNMG 160408 PM 4225 - CVD sem texturização após ataque químico. (a) desgaste na superfície de folga mostrando a extensão dos desgastes de flanco e desgaste inicial de entalhe. (b) trincas de origem térmicas oriundas da etapa de resfriamento do CVD. (c) marcas de abrasão e trincas.	149
Figura 4.42 Superfície de Saída da pastilha TNMG 160408 PM 4225- CVD sem texturização, ensaída com $v_c = 450\text{ m/min}$ após ataque químico. (a) identificação das áreas de contato intermitente. (b) superfície de saída salientando ‘1’ início de formação de desgaste de entalhe. (c) ampliação da região ‘1’ da figura (b) detalhando remoção da alumina provocada pelo fluxo do cavaco ‘2’ com exposição das trincas térmicas e remoção total do revestimento ‘3’.....	151
Figura 4.43 Superfície de folga da ferramenta texturizada com potência de 15 W submersa.	153
Figura 4.44 Observação da superfície de folga desgastada por “attrition” de pastilha texturizada submersa $P = 9\text{ W}$ submetida a teste de usinagem com $v_c = 540\text{ m/min}$. (a) desgaste de flanco. (b) detalhe da região ‘1’ onde se nota adesão de material da peça e exposição de grãos de carvão	

sugerindo mecanismo de “attrition”. (c) detalhe da região ‘2’ mostrando numa pequena distancia 1 adesão de material, 2 revestimento de TiCN, 3 revestimento de alumina e 4 revestimento de TiN. 155

Figura 4.45 Superfície de folga da ferramenta texturizada submersa com $P = 9\text{ W}$ e limpa com ataque ácido. (a) desgaste de flanco (b) detalhe da região ‘1’ mostrando a presença de trincas no revestimento de TiCN 156

Figura 4.46 Detalhe da superfície de folga da ferramenta texturizada em ar com $P = 9\text{ W}$ que limpa com ataque ácido após usinagem revelou a presença de trincas e destacamentos do revestimento. 156

Figura 4.47 Observação da superfície de saída e o desgaste de cratera. Ferramenta texturizada com $P = 15\text{ W}$ submersa – $v_c = 450\text{ m/min}$ – com ataque químico. (a) superfície de saída (b) detalhe ‘1’ da figura (a) onde se percebe início da formação do desgaste de cratera. (c) trincas nas camadas de ‘1’ TiCN e ‘2’ alumina. 158

Figura 4.48 Observação da superfície de saída e o desgaste de cratera – com ataque ácido de ferramenta revestida com CVD e texturizada com laser $P = 15\text{ W}$ submerso - $v_c = 540\text{ m/min}$. (a) ponta da ferramenta evidenciando destruição da aresta e desgaste de cratera. (b) detalhe da região da cratera onde em ‘1’ percebe-se substrato exposto, em ‘2’ revestimento de TiCN e em ‘3’ alumina. (c) trincas no revestimento de TiCN 160

Figura 4.49 Fotos de aresta de corte da ferramenta TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão sem desgaste. (a) presença de destacamentos na região do raio de arredondamento de aresta. (b) presença de destacamentos na região do raio de arredondamento de aresta. (c) exposição de substrato provocada pelo destacamento e ausencia de marcas de choque que justifiquem falhas de manuseio..... 163

Figura 4.50 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão. $v_c = 300\text{ m/min}$ sem ataque químico. (a) adesão de material na região ‘1’ e ‘2’ onde ocorre desgaste de entalhe. (b) ampliação da região ‘3’ onde se nota marcas de abrasão no revestimento de TiAlN. 164

Figura 4.51 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão. $v_c = 300\text{ m/min}$ sem ataque químico. (a) imagem obtida com eletrons retroespalhados evidenciando

exposição do substrato e desgaste de entalhe. (b) detalhe da região ‘1’ onde se nota a adesão de material no desgaste de entalhe e a exposição do substrato. 166

Figura 4.52 Desgaste nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão. $v_c = 360$ m/min com ataque químico para remoção de material aderido. (a) desgaste na superfície de folga com indicações de destacamento do revestimento na região da borda da aresta de corte. (b) superfície de saída evidenciando destruição da aresta de corte pelo desgaste de flanco, presença de desgaste de cratera e destacamentos do filme na região da aresta de corte. 167

Figura 4.53 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD texturizada com laser $P = 9$ W em ar – Imagem realizada sem ataque químico. (a) presença de desgaste de entalhe na região ‘1’ e adesão de material da peça. (b) detalhe do entalhe e marcas de abrasão. 168

Figura 4.54 Adesão de material na ferramenta texturizada submersa com potência de 9 W e posteriormente revestida de TiAlN – PVD – Imagem realizada sem ataque químico após teste de usinagem. 169

Figura 4.55 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 PVD texturizada com laser $P = 9$ W em ar – Imagem realizada com ataque químico para remoção de material aderido. (a) ponta da ferramenta revelando destruição parcial da aresta pelo desgaste de flanco e presença de desgaste de cratera. (b) presença de trincas na borda entre desgaste de cratera e revestimento de TiAlN. (c) carbeto livres na superfície de cratera. 171

Figura 4.56 Desgaste de flanco nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD texturizada com laser $P = 15$ W em água – $v_c = 360$ m/min – após ataque com ácido. (a) imagem da superfície de folga onde na região ‘2’ nota-se desgaste de entalhe inicial. (b) ampliação da região ‘1’ da figura (a) onde se nota a presença de trincas e falha de coesão do revestimento. 172

Figura 4.57 Superfície de saída da ferramenta PVD TNMG 160408 QM 1005 – PVD texturizado a laser $P = 15$ W submerso - $v_c = 360$ m/min – após ataque com ácido. (a) superfície de saída da ponta da ferramenta com desgaste de cratera. (b) detalhe da região ‘2’ evidenciando a presença de defeitos. (c) detalhe da região ‘1’ evidenciando as marcas direcionais de escoamento do cavaco 173

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 Fases de alumina presentes no revestimento em função dos parâmetros de processo PVD.....	28
Tabela 2.2 Comparação de parâmetros de jateamento com alumina e com água (TÖNSHOFF et al., 1998a).....	40
Tabela 2.3 Comparação de processamento de materiais com laser assistidos com água (KRUUSING, 2004).....	57
Tabela 2.4 Resultado de ensaios de furação em aço ABNT 304 (NEVES et al., 2006).	67
Tabela 3.1 Características do sistema da fonte laser.	71
Tabela 3.2- Identificação das áreas de texturização e parâmetros de ensaio	78
Tabela 3.3 Propriedades do pulso do laser incidente sobre o metal duro.	79
Tabela 3.4 Condições de Texturização dos substratos de Torneamento.....	80
Tabela 3.5 Condições de usinagem utilizadas nos testes de desempenho das pastilhas.	81
Tabela 3.6 Ataques metalográficos realizados no metal duro.....	82
Tabela 4.1 O efeito do laser na rugosidade do substrato Ra [μm].	86
Tabela 4.2 Parâmetros da curva de Abbott-Firestone nas diferentes condições de superfície.....	89
Tabela 4.3 Fluência Acumulada [J/cm^2].	105
Tabela 4.4 Texturização Laser avaliadas em testes de usinagem.	114
Tabela 4.5 Medidas da Calota e espessura calculada do revestimento.	132

Lista de Abreviaturas e Siglas

a_p	Profundidade de corte
ArF	Laser excimer que utiliza uma combinação de gás inerte (argônio) e um gás reativo (flúor)
C/N	Relação carbono/nitrogênio
CuHBr	Laser de vapor de cobre.
CVD	Deposição Química de Vapor
D3	Aço ferramenta equivalente ao aço DIN 1.2080
f	Avanço
HF1 a HF6	Referencia de adesão avaliada por indentação Rockwel C.
I_0	Intensidade temporal média do laser
ISO	International Organization for Standardization.
KT	Medida de Desgaste de cratera que ocorre na superfície de saída da ferramenta de corte
M2	Aço rápido ao molibdênio
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MT-CVD	Processo CVD de temperatura moderada.
n	Número de coordenação
Nd-YAG	Cristal utilizado como meio de se obter laser de estado sólido.
PACVD	Deposição química de vapor assistida por plasma
PVD	Deposição física de vapor

qp	Numero de texturizações
Q-switched	Técnica de chaveamento pela qual se pode produzir um feixe de laser pulsado a partir de um laser contínuo.
Te	Tempo de resfriamento do elétron
Ti	Tempo de aquecimento da estrutura cristalina
Tl	Tempo de duração do pulso do laser
VB	Desgaste de flanco medido na superfície de folga da ferramenta de corte
v_c	Velocidade de corte
VDI	Verein Deutscher Ingenieure (Associação Alemã de Engenheiros)
WC-Co	Metal duro sinterizado composto de carbeto de tungstênio e cobalto
τ_p	Medida temporal de duração de um pulso laser

Lista de Elementos Químicos e Compostos

Al_2O_3	Alumina
C	Carbono
CH_4	Metano
CO	Monóxido de carbono
CO_2	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
CrN	Nitreto de cromo
Cu	Cobre
$CuSO_4$	Sulfato de cobre

HCl	Ácido clorídrico
HF	Ácido fluorídrico
HNO ₃	Ácido nítrico
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
O	Oxigênio
TaC	Carbeto de tântalo
Ti	Titânio
TiAl	Sinterizado composto de titânio e alumínio
TiAlN	Nitreto de titânio alumínio
TiC	Carbeto de titânio
TiC _{1-x} N _x	Carbonitreto de titânio
TiCl ₄	Tetracloroeto de titânio
TiN	Nitreto de titânio
TiO	Óxido de titânio
TiO ₂	Dióxido de titânio, rutilo
W ₃ Co ₃ C	Carbeto complexo - fase η
W ₆ Co ₆ C	Carbeto complexo - fase η
WC	Carbeto de tungstênio
WC _{1-x} ,	Carbeto de tungstênio não estequiométrico

κ -Al ₂ O ₃	Alumina de fase κ
α -Al ₂ O ₃	Alumina de fase α
β -WC _{1-x}	Fase β do WC não estequiométrico
γ -Al ₂ O ₃	Alumina de fase γ
θ -Al ₂ O ₃	Alumina de fase θ

Lista de Unidades

fs	Femtosegundo
GPa	10 ⁹ Pa
J/cm ²	Unidade de medida que caracteriza a fluência de um laser pulsado no processamento materiais
K	Temperatura em Kelvin
kHz	Unidade de frequência equivalente a 10 ³ Hz
kJ/mol	Unidade de energia livre de Gibbs
mJ	Unidade de energia de um pulso do laser equivalente a 10 ⁻³ J
mm/rev	Unidade de avanço
N	Newton
nm	Unidade de comprimento equivalente a 10 ⁻⁹ m
ns	Unidade de tempo equivalente a 10 ⁻⁹ s
Pa	Pascal
ps	Unidade de tempo equivalente a 10 ⁻¹² s
W	Watt

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
1.1 Objetivos deste trabalho	3
1.2 Organização da tese.....	4
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	5
2.1 Mecanismos de desgaste das ferramentas de corte	5
2.1.1 Principais mecanismos de desgaste das ferramentas.....	7
2.2 O revestimento de ferramentas de corte	10
2.2.1 Nitreto de Titânio	11
2.2.2 Carbetos de Titânio	12
2.2.3 Carbonitreto de Titânio.	16
2.2.4 Alumina.....	21
2.3 O Conceito de revestimentos de multicamadas.....	33
2.3.1 Multicamadas TiN/TiAlN	35
2.4 A oxidação - mecanismos e resistência do revestimento	37
2.5 Tratamento prévio do substrato	39
2.5.1 Pré-tratamentos realizados fora do reator de revestimento	40
2.5.2 Pré-tratamentos realizados dentro do reator de revestimento	43
2.5.3 Pré-tratamentos para revestimento de diamante.....	45
2.6 Pós-tratamento do substrato	47
2.7 Fundamentos da interação do laser com os materiais	48

2.8 O fenômeno da ablação	49
2.9 O tratamento de superfícies de metal duro com laser.	50
2.9.1 A ablação do metal duro.....	51
2.9.2 A influência da densidade de energia.....	52
2.9.3 A influência do comprimento de onda	53
2.9.4 A duração do pulso, propriedades térmicas e remoção seletiva do cobalto	53
2.10 O processamento de materiais a laser assistido por água.....	56
2.11 Efeito da texturização a laser realizada em aço rápido no desgaste das ferramentas.....	58
2.12 Texturização a laser realizada em metal duro	61
2.13 Comparação das texturizações a laser e convencional.....	66
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	70
3.1 Materiais utilizados	70
3.1.1 Substratos de metal duro.	70
3.1.2 Matéria prima para ensaios de torneamento.....	70
3.2 Equipamentos utilizados	71
3.2.1 Fonte laser	71
3.2.2 Sistema de texturização	72
3.2.3 O rugosímetro.....	73
3.2.4 Os microscópios utilizados.....	73
3.2.5 Durômetro para caracterização de ensaios de adesão	74
3.2.6 Dispositivo para medição de espessura dos revestimentos	74
3.2.6 Torno CNC para ensaios de usinagem.	75
3.3 A Montagem experimental, métodos e parâmetros de ensaios.	76
3.3.1 A texturização do substrato para caracterizar a interação do laser com metal duro.	76

3.3.2 A texturização dos substratos para PVD e CVD.....	79
3.3.3 Condições de testes de usinagem.	81
3.3.4 Ataques químicos utilizados nos substratos	82
3.4 Fluxogramas das atividades desenvolvidas durante este trabalho	83
4 ANÁLISE DOS RESULTADOS	86
4.1 Primeiro bloco de ensaios – efeito da potência do feixe e do número de texturizações na rugosidade do metal duro	86
4.1.1 Rugosidade das superfícies texturizadas	86
4.1.2 A formação de uma textura	95
4.1.3 O efeito da texturização na microgeometria superficial.....	96
4.1.4 O efeito da potência do laser na microgeometria superficial	100
4.1.5 O efeito da fluência e a geração de trincas	105
4.1.6 O efeito da água na texturização de metal duro	108
4.2 Segundo bloco de ensaios	113
4.2.1 O substrato 4225.....	114
4.2.2 A texturização do substrato 4225	115
4.2.4 As pastilhas TNMG 160408 PM 4225	122
4.2.5 As pastilhas TNMG 160408 QM 1005	129
4.2.6 Análise da espessura por caloteste	131
4.2.7 Avaliação da adesão	135
4.2.8 Análise da vida das ferramentas revestidas pelo processo PVD	139
4.2.9 Análise da vida das ferramentas revestidas com CVD	143
4.2.10 A eficiência da texturização na aderência dos revestimentos PVD e CVD	144
4.3 Mecanismos de desgaste	146
4.3.1 Pastilha TNMG 160408 PM 4225 – CVD comercial	146

4.3.2 Pastilha TNMG 160408 PM 4225 – CVD texturizada a laser	153
4.3.3 Pastilha TNMG 160408 QM 1005 – PVD comercial	162
4.3.4 Pastilha TNMG 160408 QM 1005 - PVD texturizada a laser.....	167
5 CONCLUSÕES.....	176
6 SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	180
Referências	181

1 INTRODUÇÃO

A usinagem dos metais é uma atividade econômica extremamente dependente do desempenho das ferramentas de corte. A ferramenta de corte ideal deve possuir elevada dureza a quente, necessária para manter uma aresta de corte afiada nas temperaturas elevadas que se desenvolvem durante a usinagem. Deve apresentar resistência a choques térmicos, necessário para superar os ciclos de aquecimento e resfriamento típicos nas operações de fresamento e em operações em que o uso do fluido de corte é mandatório. Também é fundamental que a ferramenta não apresente afinidade química com o material da peça a ser usinada, evitando assim mecanismos de desgaste como difusão e adesão de material. A aresta de corte deve possuir elevada resistência à oxidação necessária para resistir aos mecanismos de desgaste que se desenvolvem em altas temperaturas e tenacidade para absorver flutuações na força de corte causada por choques que se desenvolvem em operações intermitentes. O material ideal de ferramenta de corte combina alta dureza com boa tenacidade e excelente estabilidade química (BYRNE *et al*; 2003).

Antes de 1870 todas as ferramentas produzidas eram de aço carbono com 1% de C e 0,2% de Mn, apresentavam baixa dureza a quente, trincas devido à têmpera em água e, desta forma, a velocidade de corte era limitada a 5 m/min. Em 1901 Taylor introduziu melhorias nos aços ferramenta com modificações na composição que levaram ao desenvolvimento do aço rápido viabilizando assim velocidades de corte em torno 19 m/min. As modificações de Taylor e White criaram uma inovação no procedimento de tratamento térmico. Em 1950, o aço rápido M2, capaz de suportar temperaturas na aresta de corte da ordem de 670 °C, foi introduzido e o aço rápido sinterizado, que apresenta a grande vantagem de possuir uma estrutura homogênea livre de segregação independente da forma da ferramenta, surgiu por volta de 1970. Em 1923, Schroter produziu o primeiro composto de matriz metálica conhecido atualmente como metal duro (WC-Co), que é provavelmente o material de ferramenta mais utilizado atualmente. O tamanho dos grãos de WC pode variar de 0,2 a 7 µm permitindo um perfeito controle do produto sinterizado final. A idéia de se aplicar uma fina camada de revestimento nas ferramentas de metal duro

originou-se no Swiss Watch Research Institute usando a técnica CVD. Em 1960, o primeiro revestimento duro aplicado sobre a ferramenta de metal duro foi o TiC produzido pelo processo CVD, em temperaturas na faixa de 950 a 1050 °C. Posteriormente, um revestimento simples de duas camadas de TiC-TiN foi efetuado num mesmo ciclo, primeiramente aplicando o revestimento de TiC usando o metano e, então, depositado o TiN usando a mistura de gases nitrogênio e hidrogênio. Em 1985 foi introduzido o processo de revestimento PVD quando o primeiro revestimento de TiN foi aplicado sobre o substrato de metal duro. Há várias diferenças entre os processos PVD e CVD e estas diferenças se refletem sobre os revestimentos. O processo PVD ocorre na faixa de temperatura de baixa a média (250 a 700 °C) e, como resultado das temperaturas de operação, não se formam fases frágeis no substrato de metal duro. Além disso, outros materiais de ferramenta como o aço rápido, podem ser revestidos. Em segundo lugar, no processo de PVD os átomos viajam da fonte de evaporação para o substrato metálico em linha reta, ao contrário do revestimento CVD onde o processo não possui uma direcionalidade formando assim uma espessura uniforme em todas as faces. A falta de homogeneidade na espessura dos revestimentos PVD gerada pela direcionalidade não afeta a sua capacidade de corte. Em terceiro lugar, as tensões resultantes do processo PVD são de compressão, o que elimina a necessidade de preparação de arestas, operação necessária no revestimento CVD. As tensões compressivas do revestimento PVD retardam a propagação de trincas no revestimento. Em quarto lugar, o PVD é uma técnica limpa e livre de poluição, ao contrário do CVD, em que resíduos ácidos necessitam ser descartados de forma segura. Os revestimentos de CVD tendem a ser mais espessos com uma espessura mínima que varia de 6 a 9 µm, enquanto que os alternativos em PVD tendem estar na faixa de 1 a 3 µm (SMITH, 2008).

Uma das mais importantes características dos revestimentos aplicados sobre as ferramentas é a adesão do revestimento ao substrato. A falta de adesão ainda é um dos principais problemas no desenvolvimento de novas tecnologias de revestimento de ferramentas de corte, embora inovações em tecnologia de processo proprietárias tenham sido alcançadas ao longo dos anos (SÖDERBERG et al., 2001.). Uma adesão adequada do revestimento ao substrato é muito importante, pois a ferramenta com adesividade insuficiente do revestimento pode se comportar pior que aquela sem revestimento. A formação de partículas duras e abrasivas, resultantes da

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

A texturização a laser de substratos pode ser utilizada para melhorar as propriedades de adesividade de revestimentos duros sobre superfícies de ferramentas de usinagem. Na texturização, um laser de pulsos curtos e de alta taxa de repetição provoca, na sua interação com a superfície, uma mudança das propriedades de superfície advinda da fusão e ablação de material. A formação de nanoestruturas decorrentes da interação laser-material promove um aumento da rugosidade que permite uma melhor ancoragem do revestimento. A interação do laser com o material é influenciada por fatores como natureza do substrato, composição e estrutura da superfície, energia, frequência e largura do pulso laser, e interação com o ambiente. Neste processo pode ocorrer a limpeza e a texturização simultâneas do substrato, dependendo da quantidade de energia disponível no pulso de texturização. A rugosidade da superfície aumenta em geral devido à formação de crateras oriundas da fusão e ablação do material, o que pode colaborar para aumentar a adesividade do revestimento.

1.1 Objetivos deste trabalho

Avaliar a influência da texturização a laser na aderência de revestimentos depositados por processos PVD e CVD em ferramentas de metal duro utilizadas na operação de torneamento.

Para atingir este objetivo as seguintes etapas serão realizadas:

1. Avaliar a interação do laser de Nd-YAG com o metal duro, identificando experimentalmente as mudanças estruturais e topográficas na superfície geradas pela aplicação de pulsos sucessivos sobre a superfície a ser analisada. Para estudar a influência de parâmetros do laser sobre a microestrutura e rugosidade do substrato de metal duro, cinco diferentes níveis de potência média com cinco diferentes números de passadas para texturização foram realizados.

2. Avaliar a influência do ambiente de texturização na a interação de laser com metal duro. Cinco diferentes números de passadas de texturização realizadas em ar atmosférico e em

ambiente submerso em uma camada de água de 4 mm com potência constante e foram realizadas e comparadas em relação a microestrutura e rugosidade.

3. Avaliar a influência da texturização na aderência de revestimentos CVD e PVD. Duas classes diferentes de pastilhas foram texturizadas em dois níveis de potência em dois ambientes distintos. Ensaios de indentação e de torneamento foram utilizados para classificar as condições de texturização em função da adesão dos revestimentos aplicados.

4. Identificar os mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas utilizadas nos ensaios de torneamento e a influência da texturização na aceleração ou no retardo do desgaste avaliado.

1.2 Organização da tese

Após este capítulo de introdução, no segundo capítulo realiza-se uma síntese da literatura relevante, cobrindo temas como processamento a laser de materiais com aspectos relativos à interação laser e metal duro, tratamentos realizados no substrato com objetivo de aumentar a adesão de revestimentos, revestimentos de TiN, TiC, TiCN, Al_2O_3 , TiAlN e revestimentos de múltiplas camadas, mecanismos de desgaste das ferramentas de corte e, finalmente, texturização.

No terceiro capítulo se delineia o procedimento experimental e os materiais, equipamentos, e procedimentos utilizados nos ensaios realizados.

No capítulo quarto se apresentam as análises dos resultados dos tratamentos de texturização a laser aplicado nos substratos de metal duro, considerando as mudanças de morfologia e estrutura das superfícies tratadas, os resultados dos testes de torneamento e indentação e a análise dos mecanismos de desgaste.

O quinto capítulo apresenta algumas conclusões extraídas da análise experimental e, no encerramento, apresenta-se uma sugestão de trabalhos futuros.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Mecanismos de desgaste das ferramentas de corte

A natureza do desgaste das ferramentas, infelizmente, ainda não está suficientemente clara, apesar das inúmeras pesquisas realizadas nos últimos 50 anos. Embora várias teorias tenham sido até então introduzidas para explicar o mecanismo de desgaste, a complexidade dos processos que ocorrem na zona de corte e nas interfaces cavaco-ferramenta e ferramenta-peça dificulta a formulação de uma teoria unificada segura e eficaz para explicar o desgaste da ferramenta. O desgaste da ferramenta de corte é resultado de um conjunto de fenômenos físicos, químicos e termomecânicos. Em função da ação simultânea de mecanismos de desgaste básicos (adesão, abrasão, difusão, oxidação, etc) com influência predominante de um ou mais deles em diferentes situações, a identificação do mecanismo dominante está longe de ser simples, e algumas interpretações podem estar sujeita a controvérsias. Essas interpretações podem ser altamente subjetivas mesmo quando baseadas na avaliação das condições de corte, velocidades relativas, temperatura e tensões de contato desenvolvidas, e outros parâmetros específicos do processo (ASTAKHOV, 2007).

As propriedades tribológicas do material da ferramenta de corte nunca satisfazem todos os requisitos de desempenho. As ferramentas revestidas podem gerar alta resistência ao desgaste na superfície em um substrato com material de alta tenacidade. Os revestimentos adequadamente aplicados aumentam a dureza superficial da ferramenta de corte em altas temperaturas, desta forma minimizam o desgaste abrasivo. O revestimento propicia uma barreira química para reduzir a difusão ou reação entre o material da peça e o material da ferramenta, assim reduzindo o desgaste da ferramenta. A maioria do calor gerado durante a usinagem é removida pelo cavaco e o substrato da ferramenta revestida mantém-se em temperaturas mais baixas que as ferramentas sem revestimento. A alta lubricidade da maioria dos revestimentos reduz o coeficiente de atrito entre a ferramenta e a peça, levando a uma redução da temperatura de corte. Lubricidade e ação

de barreira termoquímica propiciadas pelo revestimento reduzem a adesão e a soldagem de cavacos na ferramenta. A formação da aresta postiça de corte e a craterização são também minimizadas (GU et al., 1999)

Os mecanismos de desgaste são afetados pelo revestimento (Figura 2.1). A função do revestimento é atrasar o surgimento do desgaste de cratera e o desgaste de flanco em substratos de ferramenta menos resistentes ao desgaste. Nota-se que o desenvolvimento dos desgastes de cratera e de flanco é gradual e mais previsível que o surgimento de microtrincas que levam à fratura que ocorre de maneira abrupta. Os modos de desgaste variam com a composição do par ferramenta-peça e geometria da aresta de corte em resposta às solicitações térmicas e mecânicas geradas pelas condições impostas pela velocidade de corte e avanço e outros parâmetros da geometria de corte (QUINTO, 1996).

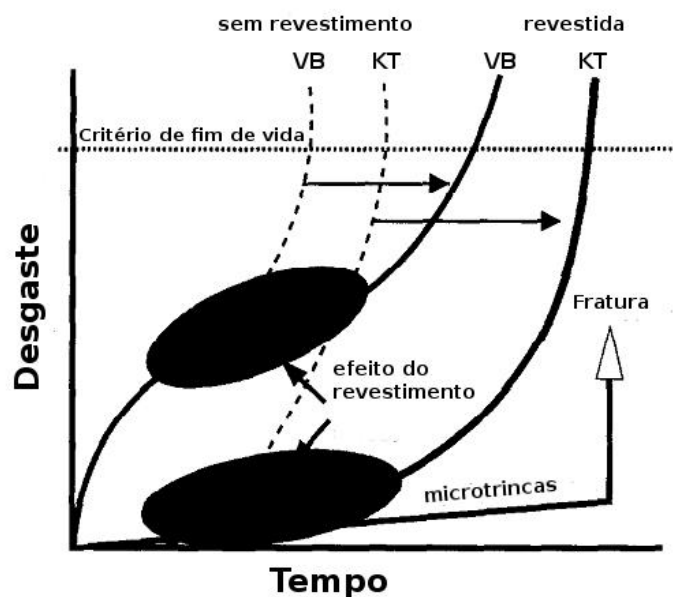


Figura 2.1 Efeito do revestimento nas curvas de desgaste das ferramentas de cratera (KT) e de flanco (VB) (QUINTO, 1996).

A análise dos mecanismos de desgaste é complexa, sendo o procedimento comumente aceito, considerar o material da ferramenta, o material da peça e as condições de corte. Avaliam-se diretamente as superfícies desgastadas. As ferramentas de corte podem ser limpas em

solventes a fim de remover material aderido à região desgastada, porém a dissolução das partículas aderidas nem sempre é indicada se o mecanismo de adesão estiver presente. Seguem-se as análises visuais e microscópica, em microscópio óptico e eletrônico. Outros tipos de análises podem ser empregados, quando disponíveis, como as análises qualitativa e quantitativa superficial de elementos presentes. Este procedimento permite sugerir ou eliminar a possibilidade de predominância de um ou outro mecanismo de desgaste (MACHADO, 2009).

2.1.1 Principais mecanismos de desgaste das ferramentas

O desgaste por abrasão mecânica é uma das principais causas de desgaste das ferramentas, que é incentivado pela presença de partículas duras e abrasivas no material da peça e pela ação da temperatura que reduz a dureza da ferramenta. Pode ocorrer também em função da remoção de partículas duras da ferramenta ou do revestimento que podem promover o desgaste abrasivo em uma área adjacente da ferramenta. A capacidade de uma ferramenta resistir à abrasão está relacionada a sua dureza. O desgaste de flanco causado por abrasão geralmente mostra riscos paralelos à direção de corte (SANDVIK COROMANT, 1994).

O mecanismo de desgaste por difusão ocorre basicamente em função da temperatura elevada na região de corte entre o cavaco e a ferramenta. Consiste da transferência de átomos de um material para outro e depende da temperatura, da duração de contato e da afinidade química dos materiais envolvidos na zona de cisalhamento secundário. É na superfície de saída da ferramenta que o desgaste de origem difusiva é mais proeminente, pois é lá que existem as condições necessárias para a difusão. Em outras palavras, a zona de aderência e a zona de cisalhamento secundário propiciam a existência de alta temperatura e tempo de contato. Se os materiais de cavaco e ferramenta tiverem afinidade química, estão postas todas as condições para a difusão. A difusão pode ocorrer também na superfície de folga, mas para que isso seja possível é necessário que já exista algum desgaste que propicie a aderência nesta superfície. Na usinagem do aço com ferramenta de metal duro, a mobilidade atômica e a afinidade química dos dois materiais, ativados pela temperatura na região de corte, provocam a formação de carbeto

complexos na superfície de saída. Estes carbeto são menos resistentes ao desgaste e são removidos por abrasão. Como a difusão acontece no nível atômico, o aspecto da região da ferramenta desgastado por este mecanismo é liso.

O desgaste gerado por oxidação se forma especialmente nas extremidades do contato cavaco ferramenta devido ao acesso do ar nesta região. Assim, a oxidação é muitas vezes a responsável pelo desgaste de entalhe. O cobalto e tungstênio formam óxidos que são porosos e facilmente removidos pela ação de atrito do cavaco gerando assim o desgaste (DINIZ, 2000).

O desgaste por adesão ocorre em função da aderência do material da peça sobre a ferramenta. Se duas superfícies metálicas são postas em contato sob cargas moderadas ou altas forma-se entre elas um extrato metálico que provoca aderência. A resistência deste extrato é elevada a tal ponto que, na tentativa de separar as superfícies, ocorre ruptura em um dos metais e não na superfície de contato. Assim, partículas da superfície de um metal migram para a superfície do outro. Se existe alguma vibração nestas superfícies de tal maneira que o contato se torne irregular, mais ainda esta remoção de partículas é incentivada. O fenômeno da aderência está presente na formação da aresta postiça de corte, mas o desgaste por adesão pode ocorrer mesmo sem a formação da aresta postiça de corte (DINIZ, 2000). Na língua inglesa, influenciada por Trent, é que se convencionou chamar este mecanismo de “attrition”. Como esse mecanismo de perda de material se processa no nível dos grãos, no microscópio, as áreas desgastadas por “attrition” têm uma aparência áspera. (MACHADO, 2009). Pode ser descrito como um processo cíclico de adesão e remoção de material da peça na superfície da ferramenta que gera perdas sucessivas de fragmentos da superfície que são transportados pelo material removido (TRENT, 2000).

Os mecanismos de abrasão, adesão, difusão e oxidação são dependentes da temperatura de corte ou de qualquer parâmetro que a influencie, principalmente a velocidade de corte. Em baixas temperaturas, apenas os mecanismos de adesão e abrasão estão presentes e a adesão é predominante na formação do desgaste. Em temperaturas elevadas a adesão perde lugar para os novos mecanismos de difusão e oxidação. Observa-se que esses dois mecanismos vão crescendo em participação com o aumento da temperatura, e que a difusão cresce em uma escala exponencial (Figura 2.2). Esse diagrama também salienta que o desgaste total cresce muito com o aumento da temperatura de corte (MACHADO, 2009).

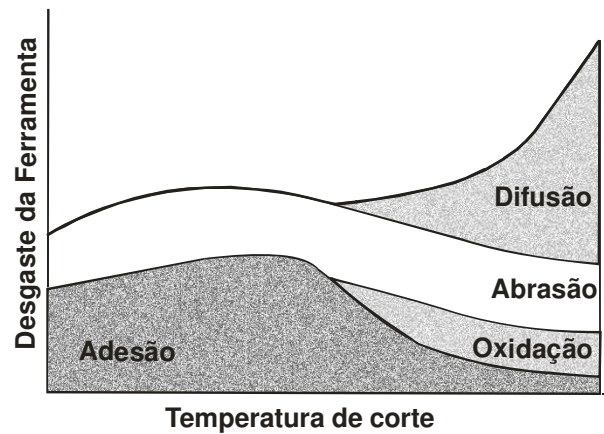


Figura 2.2 Mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas de corte (KOMANDURI, 1993).

Um mecanismo que também pode levar a falha de ferramentas é a deformação plástica da aresta de corte. Quando a superfície de saída é aquecida a temperaturas de 900-1200 ° C um fluxo plástico de material se inicia num volume adjacente a esta face. Este fluxo ocorre na zona de aderência em função da ligação adesiva entre o cavaco e a superfície de saída. No caso de ferramentas de metal duro, a deformação plástica é maior na matriz de cobalto. Esta deformação plástica promove o deslizamento de grãos de WC da camada macia de cobalto que sofre severa deformação plástica gerando sulcos e inclusões no contato com o material da peça. Se a temperatura aumenta ainda mais, uma camada líquida se forma entre a ferramenta e a peça em função da difusão que promove a formação do composto de baixo ponto de fusão Fe_2W (1130 ° C). Esta camada é rapidamente removida no corte. Nas velocidades de corte mais altas e nas usinagens de materiais de difícil usinabilidade, em paralelo com o fluxo plástico e o espalhamento do material do cavaco sobre a ferramenta, a deformação plástica da aresta de corte ocorre. Esta deformação plástica é observada não somente em metal duro mas também em PCD metalocerâmicos e materiais cerâmicos usados nas ferramentas de corte. Com frequência, na usinagem de materiais de difícil usinabilidade e na usinagem de altas velocidades a deformação plástica da aresta de corte é a causa predominante de falha prematura da ferramenta.

A intensidade da deformação plástica nas ferramentas de metal duro aumenta com a concentração de cobalto. Cresce também com o aumento do tamanho dos grãos de metal duro. A

intensidade de deformação plástica reduz quando o cobalto na matriz de metal duro está ligado ao tungstênio pela alta solubilidade do tungstênio no cobalto. Quando a deformação plástica ocorre, ela muda os ângulos de saída e de folga da ferramenta provocando uma aceleração da taxa de desgaste. O lascamento e a quebra da aresta de corte ocorrem como estágio final do fenômeno de deformação plástica (ASTAKHOV, 2007).

2.2 O revestimento de ferramentas de corte

Na maioria das vezes na usinagem dos metais, os materiais das ferramentas são submetidos a condições severas, como alta temperatura, deformação plástica, atrito e elevadas tensões localizadas, provocando fadiga mecânica e térmica. Portanto, as características exigidas dos revestimentos aplicados nas ferramentas são: alta dureza, baixa condutividade térmica, boa tenacidade, capacidade de restringir a aderência do metal usinado sobre a ferramenta, difusão mínima e baixo coeficiente de atrito na temperatura de trabalho. Normalmente, nas aplicações com ferramentas de metal duro, a temperatura na região de corte pode ser superior a 1000 °C, dando origem a alterações microestruturais que afetam as propriedades mecânicas, comprometendo assim a aplicação. Desta forma, a estabilidade térmica, em particular dos revestimentos avançados, é um fator preponderante na escolha dos elementos constitutivos a serem selecionados. A complexidade microestrutural cresce com o número de componentes (elementos atômicos). Os revestimentos avançados seguem a tendência principal de sintetizar multicomponentes e estruturas multifásicas que são desenvolvidas individualmente para aplicações específicas (MAYRHOFER et al., 2006).

Historicamente, a aplicação de revestimentos tem provado ser um meio eficaz para lidar com as exigências encontradas na usinagem. Os revestimentos oferecem uma melhor resistência ao desgaste da ferramenta e uma redução do custo com ferramenta em muitas aplicações de usinagem. Os materiais de revestimento resistentes ao desgaste frequentemente utilizados nas ferramentas de corte são compostos refratários binários ou ternários, tais como TiN , Ti(C, N) e

Al_2O_3 , que muitas vezes são aplicados como camadas múltiplas e com o objetivo de promover um aumento significativo na vida da ferramenta (JIANG et al., 2006).

2.2.1 Nitreto de Titânio

Os revestimentos de TiN são largamente empregados industrialmente para melhoria de propriedades mecânicas e vida de ferramentas de corte, matrizes e componentes mecânicos. Uma das mais importantes características destes revestimentos é a resistência de adesão entre a camada de revestimento e o substrato que é necessária para suportar vários tipos de carga como cargas cíclicas, mecânicas, cargas térmicas, etc. que são aplicadas aos revestimentos. A maioria dos revestimentos é preparada por deposição física de vapor ou deposição química de vapor e as suas propriedades de adesão são prontamente melhoradas usando vários métodos tais como pré-tratamento de substratos, inserção de uma camada intermediária, múltiplas camadas, ou gradiente composicional (KIM et al., 2003). Revestimentos de TiN obtidos por deposição física de vapor em baixas temperaturas resultam em notável resistência ao desgaste em corte contínuo de aços não ligados e ligados. Baixas temperaturas de deposição também podem ser obtidas usando deposição química de vapor assistida por plasma (RICHTER et al., 1996).

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

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

As superfícies revestidas desgastem-se muito lentamente em comparação com as superfícies sem revestimento. Quando o revestimento quebra, a taxa de desgaste aumenta e se aproxima da taxa de desgaste das superfícies sem revestimentos. Os fragmentos duros do revestimento agem como um terceiro corpo podendo causar severo desgaste aumentando a perda de material (ZEGHNI et al., 2004). Dentre todos os revestimentos, o TiN é favorecido pela sua dureza elevada e pela aparência dourada, seja produzido por PVD ou CVD; é ainda o revestimento de maior abrangência de aplicação industrial variando de máquinas ferramentas, componentes mecânicos a elementos decorativos (SU, 1997). Há uma espessura ótima do revestimento de TiN depositado em ferramentas de aço rápido por PVD que é de 2,8 μm na usinagem de aço de corte livre. Um aumento na espessura do revestimento para 4.1 μm por CVD não produz uma significativa melhoria no desempenho da ferramenta (MALIK, 2000).

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

2.2.2 Carbetos de Titânio

O carbeto de titânio TiC é um excelente material refratário com grande dureza e alta resistência ao desgaste abrasivo. Entretanto, é susceptível ao ataque químico e não é a melhor opção para atuar como barreira de difusão. Oxida-se lentamente a partir de 800 °C e resiste à maioria dos ácidos, porém sofre ataque químico do HNO_3 , HF e dos halogênios. O TiC é isomorfo com o TiN e TiO. Assim, o oxigênio e o nitrogênio podem substituir o carbono, como impurezas ou deliberadamente, para formar soluções sólidas binárias ou ternárias. Estas soluções podem ser consideradas como cristais mistos Ti(C, N, O). O carbeto de titânio também forma

solução sólida com outros monocarbeto dos elementos do grupo IV e V da tabela periódica (PIERSON, 1992).

O carbeto de titânio é largamente utilizado como revestimento duro para melhorar a resistência ao desgaste e a vida das ferramentas por causa de suas destacáveis propriedades como alta temperatura de fusão, alta dureza resistência à corrosão e resistência à abrasão. A estabilidade mecânica, a dureza e a resistência ao desgaste de um revestimento são determinadas pela sua estrutura (LEONHARDT, 1996). O processo químico de deposição a vapor (CVD) é comumente utilizado para deposição de filmes de TiC sobre os substratos de metal duro. (JARMS, 1998).

Devido às pequenas diferenças na elasticidade, plasticidade e expansão térmica entre o carbeto de titânio e o carbeto de tungstênio, os revestimentos de TiC apresentam uma boa adesão ao substrato de WC-Co. Por esta razão são preferencialmente utilizados com espessuras de 3 a 6 μm , melhorando em três a quatro vezes a vida da ferramenta em relação à ferramenta sem cobertura e provendo alguma tenacidade (BISCH, 1995).

A nucleação do revestimento de TiC ocorre na superfície da fase cobalto do metal duro e não nas fases WC ou nos carbeto complexos (Ti, W, Ta)C. O filme de TiC adjacente à superfície do substrato é caracterizado pela alta concentração de cobalto que age como um catalizador, promovendo altas taxas de deposição. Isto também permite elevada taxa de nucleação, resultando na formação de uma microestrutura muito fina deste filme. O filme localizado na interface com o substrato é composto de cristais muito finos (menos de 100 nm) e contem uma notável quantidade de componentes do substrato (Co e W). A camada sequencialmente depositada consiste de cristais de TiC com tamanhos de grão de 1 a 2 μm . A formação desta camada secundária, que possui tamanhos de grãos muito maiores, ocorre em baixas concentrações de cobalto em função da existência da camada adjacente a interface. A diferença do tamanho de grão entre estas duas camadas é evidentemente relacionada à considerável diferença da concentração de cobalto e a redução na taxa de decomposição do metano oriundo dos gases da reação química típica de deposição de TiC por CVD $[\text{TiCl}_4(\text{g}) + \text{CH}_4(\text{g}) = \text{TiC}(\text{s}) + \text{HCl}(\text{g})]$, provocando assim uma diminuição da taxa de nucleação de TiC (KONYASHIN, 1996a).

O fenômeno de difusão que ocorre na superfície do substrato é acelerado pelas altas temperaturas envolvidas no processo de CVD. Ele é responsável por dois diferentes mecanismos

de crescimento que ocorrem sucessivamente com o filme de carbetos de titânio e com o substrato de metal duro. Inicialmente, nos primeiros estágios da formação do filme de TiC sobre o substrato, o carbono necessário para formação do carbetos de titânio é suprido pelo substrato. Este mecanismo de formação do carbetos é sustentado pelo fato de que é possível obter película de revestimento de TiC sem o suprimento do hidrocarboneto. Posteriormente, quando a taxa de difusão de carbono pelo substrato passa a ser limitada pela finíssima camada do filme de carbetos de titânio que já se formou por toda a superfície do substrato, a principal fonte de carbono passa a ser a fase gasosa do processo. A velocidade de crescimento do filme de TiC é drasticamente reduzida se comparada com a velocidade nos estágios iniciais e é linearmente proporcional ao tempo de processo. O mecanismo de crescimento do grão do revestimento é ativado pela função tempo e temperatura do processo (BISCH,1995).

A estabilidade térmica do metano é extremamente alta. Consequentemente, em baixas temperaturas de revestimento, o crescimento das camadas de TiC é principalmente em função do carbono dissolvido no substrato de WC-Co, resultando em um outro mecanismo de crescimento. Isto leva à taxas de deposição extremamente baixas, à formação de camadas extremamente finas e cristalinas e camadas granulares sem qualquer textura e à descarbonetização do substrato de metal duro, promovendo a formação da fase η . (LEONHARDT, 1996). Embora o processo CVD para revestimento de carbetos de titânio de camada simples ou múltiplas seja conhecido há muito tempo, existem ainda alguns problemas na deposição de revestimento TiC diretamente sobre substratos de metal duro (BISCH, 1995).

O carbono que difunde do substrato na fase inicial do processo de deposição é responsável pelo fenômeno de descarbonetização. A deficiência de carbono na matriz do substrato viabiliza a precipitação de uma nova fase de composto ternário, pertencente ao grupo dos carbetos $M_{12}C$ ou M_6C composto de carbono tungstênio e cobalto. Geralmente a fase η do carbetos tipo $M_{12}C$ é obtida quando a temperatura de revestimento está abaixo de 1100 °C. Uma vez que a fase η possui uma densidade mais alta que a do substrato da qual ele é formado, poros podem ser gerados em função da contração volumétrica que ocorre durante a sua formação. (SATIN et al., 1979)

Os carbetos η geralmente encontrados na camada descarbonetada são W_3Co_3C ou W_6Co_6C e promovem uma considerável redução na resistência à ruptura e na tenacidade dos insertos de

metal duro revestido pelo processo CVD térmico. A subcamada descarbonetada onde ocorre o decréscimo da concentração de carbono no Co é visível próximo à interface com a camada de TiC aplicado pelo processo CVD, porém possui espessura maior, atingindo até mais de 100 μm . (KONYASHIN, 1996b). A presença da camada de fase η próximo à superfície deve conduzir à formação de uma espessa zona caracterizada pela diminuição na concentração de carbono no aglomerante Co, provocando uma degradação perceptível nas propriedades físicas e mecânicas do substrato após a aplicação do revestimento (KONYASHIN et al., 1996c).

O processo de revestimento PVD é realizado em baixas temperaturas, o que permite substancial eliminação da descarbonetação do substrato de metal duro e a manutenção da tenacidade e resistência. Apesar disto, a vida das ferramentas de metal duro revestidas pelo processo convencional de PVD é muito menor que as ferramentas revestidas por CVD, em função de uma adesão relativamente fraca e do elevado nível de tensão interna dos revestimentos de PVD. Com o objetivo de eliminar a descarbonetação e a formação da fase η sobre os revestimentos de CVD foi desenvolvida uma tecnologia que consiste na deposição pelo processo PVD, de uma fina camada de titânio através do uso de feixe de íons de titânio. Gera-se um filme altamente aderente, livre de tensões e de defeitos que não promove descarbonetação ou dano ao substrato de metal duro. A camada é contínua e obviamente usada como uma barreira de difusão para a subsequente aplicação de revestimentos resistentes ao desgaste por CVD. A nova tecnologia PVD-CVD para revestimentos de metal duro resulta na manutenção da tenacidade e na resistência a ruptura transversal do substrato, além de permitir uma única combinação de excelente proteção contra o desgaste dos revestimentos CVD sem alterações das propriedades mecânicas e metalográficas no substrato de metal duro (KONYASHIN, 1995).

Alguns fabricantes empregam a técnica de temperatura moderada no processo CVD (MT-CVD). Por causa do uso de compostos metalorgânicos em substituição ao metano ou nitrogênio no processo CVD, a temperatura do substrato pode ser reduzida para 700 – 800 °C. Entretanto, o processo de revestimento MT-CVD não garante a completa eliminação da descarbonetação.

2.2.3 Carbonitreto de Titânio.

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

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

para depositar revestimentos de TiCN em uma variedade de substratos. Além disso, a utilização dos processos MT-CVD na deposição do TiCN têm o benefício de reduzir significativamente a formação da fase η e, com isso, melhorar ainda mais o desempenho das ferramentas recobertas com esta camada na usinagem dos metais. As propriedades e o desempenho dos revestimentos de TiCN são fortemente influenciados pela composição do filme (NARASIMHAN et al., 1995).

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

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

Os revestimentos de TiCN possuem valores de dureza e coeficiente de condução de calor maiores que os valores dos revestimentos de TiN e TiAlN (CHUNG-CHEN et al., 2002). A dureza do revestimento de TiCN aumenta com o teor de carbono no revestimento. As boas propriedades apresentadas pelos revestimentos TiC_xN_y poderiam estar relacionada ao efeito conjunto da alta dureza do revestimento de TiC aliada à alta estabilidade química do revestimento de TiN (SIENNA et al., 2005)

A figura 2.3 mostra uma comparação de variação da microdureza Vickers em função da temperatura na faixa de 25 a 1000 °C para os revestimentos de TiN, TiCN e TiAlN. A redução de

dureza com o aumento da temperatura é evidente para todos os três revestimentos. O revestimento de TiCN possui a maior dureza na faixa de temperatura de 25 a 750 °C. Nesta faixa de temperaturas, a alta dureza do TiCN pode ser parcialmente atribuída ao efeito de endurecimento por solução sólida provocado pelo carbono na matriz de TiN. Além do efeito de endurecimento por solução sólida, a alta tensão residual compressiva contribui para a dureza do revestimento de TiCN (JINDAL et al., 1999).

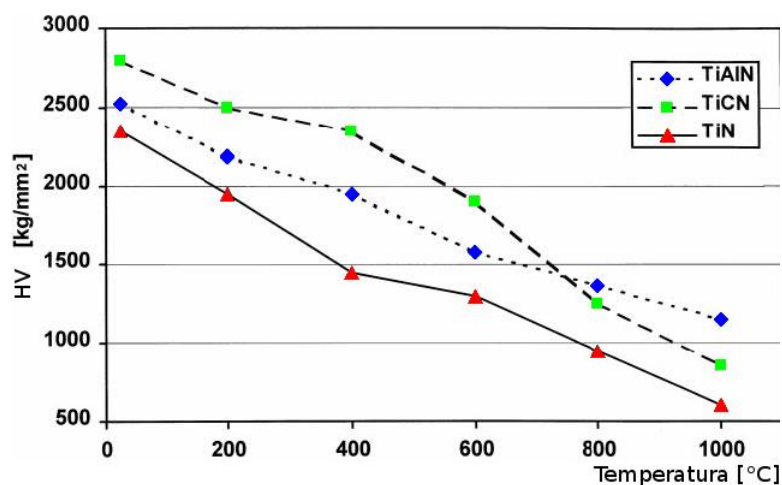


Figura 2.3 Variação da Microdureza Vickers dos revestimentos de titânio em função da temperatura (JINDAL et al., 1999).

As propriedades dos revestimentos comerciais de TiCN dependem da estequiometria do processo de revestimento, a qual pode ser mudada pela alteração do balanço de carbono e nitrogênio no filme. A maioria dos filmes comerciais de TiCN tem uma camada de TiN próxima da interface com o substrato e uma concentração crescente de carbono à medida que a superfície do filme se aproxima. A dureza dos filmes de TiCN depositados por PVD é maior que a dureza dos mesmos revestimentos depositados por CVD e os filmes mais duros possuem duas vezes mais carbono que nitrogênio na superfície (BULL et al., 2003a).

Os valores medidos de coeficiente de atrito, levando em conta os aspectos da rugosidade da superfície, mostra que o TiCN tem uma lubricidade superior quando comparada com o TiN. O revestimento de TiCN é mais liso (em função do seu relativo tamanho de grão mais fino) que o

revestimento de TiN. Um revestimento multicamadas desenhado de tal forma que a camada mais externa seja de TiCN, além de apresentar uma superfície mais dura e resistente ao desgaste, é também mais liso, o que aparentemente tem influência no coeficiente de atrito. A superioridade de dureza do revestimento de TiCN permite a usinagem mais eficiente do aço. Uma posterior melhoria de desempenho é obtida quando a camada mais externa constitui-se de um finíssimo filme de TiN que é aplicada sobre o revestimento de TiCN. O revestimento de TiN possui propriedades muito úteis, apesar de sua dureza relativa inferior. Ele é quimicamente mais estável e apresenta como característica a tendência à eliminação da formação da aresta postiça de corte. Suas propriedades térmicas superiores proporcionam um efeito aditivo ao comportamento do TiCN no processo de usinagem dos metais. O efeito cumulativo é que uma ferramenta contendo revestimentos multicamadas de composição gradual proporcionam uma excelente combinação de propriedades favoráveis à usinagem (NARASIMHAN et al., 1995).

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

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

Na avaliação do desempenho tribológico de revestimentos de TiCN comerciais produzidos por MT-CVD, PVD monocamada, PVD multicamada e PVD com variação gradual da composição da camada, a variação do coeficiente de atrito com a distância de deslocamento pode ser associada à variação de rugosidade, à existência de microtrincas, à relação (C/N) e à quantidade de partículas de titânio não reagidas. A redução da formação de micropartículas (“droplets”) e o aumento de carbono na superfície pode reduzir o atrito durante os instantes iniciais de utilização. O conteúdo de carbono na região inicialmente desgastada é essencial se deseja-se maximizar a vida do revestimento. Os testes de tribologia são sensíveis à variação da composição química do filme ao longo da espessura do revestimento (BULL et al., 2003b).

Como já citado, o revestimento de TiCN existe em uma ampla faixa de composição. O revestimento não somente pode ser produzido com a composição $\text{TiC}_{1-x}\text{N}_x$ onde os valores de x variam de 0 a 1 e o nitrogênio pode ser substituído pelo carbono em uma estrutura de face centrada, mas uma elevada fração de vazios na estrutura cristalina pode ocorrer nas posições ocupada pelo carbono ou pelo nitrogênio, as quais são responsáveis por alterações nas propriedades tais como a dureza. De fato, muitos revestimentos comerciais não são formados de uma camada simples de TiCN com uma composição fixa, mas uma composição que varia gradualmente da interface à superfície. Claramente existe uma relação de afinidade para variar a propriedade do revestimento pela mudança na sua composição. Uma vez que TiC e TiN, os dois elementos extremos de uma solução sólida, mostram uma miscibilidade perfeita, pode-se esperar que algum endurecimento por solução sólida ocorra. As diferenças na determinação de concentração que determinam o máximo endurecimento por solução sólida surgem em função das diferenças de arquitetura usadas para aplicação dos revestimentos. A substituição de átomos de nitrogênio por átomos de carbono leva a uma distorção da célula cristalina unitária e resulta em aumento de dureza e módulo de elasticidade do revestimento. Partindo do puro TiN, baixas concentrações de carbono aumentam a resistência da célula cristalina pela ação de endurecimento por solução sólida, enquanto altas concentrações de carbono resultam em uma redução das propriedades mecânicas. Possivelmente, a redução da cristalinidade influencia na perda de dureza deste filme. A adição de átomos de carbono ao revestimento de TiN altera significativamente o comportamento tribológico do filme. O coeficiente de atrito e a taxa de desgaste decresce nos

revestimentos de $\text{TiC}_x\text{N}_{1-x}$ de alta dureza. Um decréscimo na dureza provocado pelo aumento na concentração de carbono aumenta a taxa de desgaste novamente (LACKNER *et al*, 2004).

2.2.4 Alumina

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

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

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

O revestimento de Al_2O_3 é atualmente utilizado com o objetivo de melhorar o desempenho dos insertos de metal duro. Mostra uma elevada estabilidade química e térmica, desempenha um importante papel atuando como uma barreira de difusão protegendo o metal duro da dissolução e, assim, reduzindo o desgaste de cratera na superfície de saída da ferramenta. Entretanto, em

função do deslizamento do material da peça contra a superfície de saída e de folga da ferramenta, as faces da alumina são expostas ao desgaste adesivo e abrasivo simultaneamente, o que limita o tempo de vida em muitas aplicações de usinagem. Consequentemente, tentativas tem sido feitas no sentido de melhorar as propriedades da alumina depositada pelo processo de CVD, por exemplo, através da deposição de multicamadas de alumina de diferentes fases, bem como a deposição de alumina com controle de fases e textura (FALLQVIST et al., 2007).

Comparada aos nitretos e carbetos de titânio, a relativa pequena condutibilidade térmica da camada de Al_2O_3 em elevadas temperaturas (ver figura 2.4a) providencia uma proteção térmica mais efetiva ao substrato, fazendo o cavaco transportar para fora da região de corte uma grande fração do calor gerado no contato entre a superfície de saída da ferramenta e o material da peça. As propriedades de barreira térmica de Al_2O_3 , desta forma, viabilizam a usinagem em velocidades mais elevadas, enquanto minimizam o indesejado aquecimento e a deformação plástica da aresta de corte (CAHILL et al., 1998).

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

A única fase termodinamicamente estável, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, é mais difícil de ser depositada pelo processo CVD em escala industrial que a fase metaestável $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$. Uma das razões para isso é que a nucleação da fase metaestável $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ ocorre em superfícies não oxidadas de camadas dos revestimentos de TiC, TiCN ou TiN que apresentam estrutura cúbica de face centrada. Uma vez nucleada, a fase metaestável $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ é relativamente estável e pode crescer até uma espessura consideravelmente maior ($> 10 \mu\text{m}$). Por outro lado, não é simples nuclear e crescer a fase termodinamicamente estável $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ usando o processo CVD, principalmente se a superfície de deposição é artificialmente composta de revestimentos de TiC, TiCN ou TiN, o que quase sempre ocorre com substratos de metal duro. Isto parcialmente explica a popularidade da fase metaestável $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ como material de revestimento. As fases $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ e $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ são metaestáveis e se transformarão na fase estável $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ sob a ação de tratamento térmico durante o processo

de deposição, ou tratamento térmico realizado após a deposição e devido ao calor gerado no processo de usinagem (RUPPI, 2005).

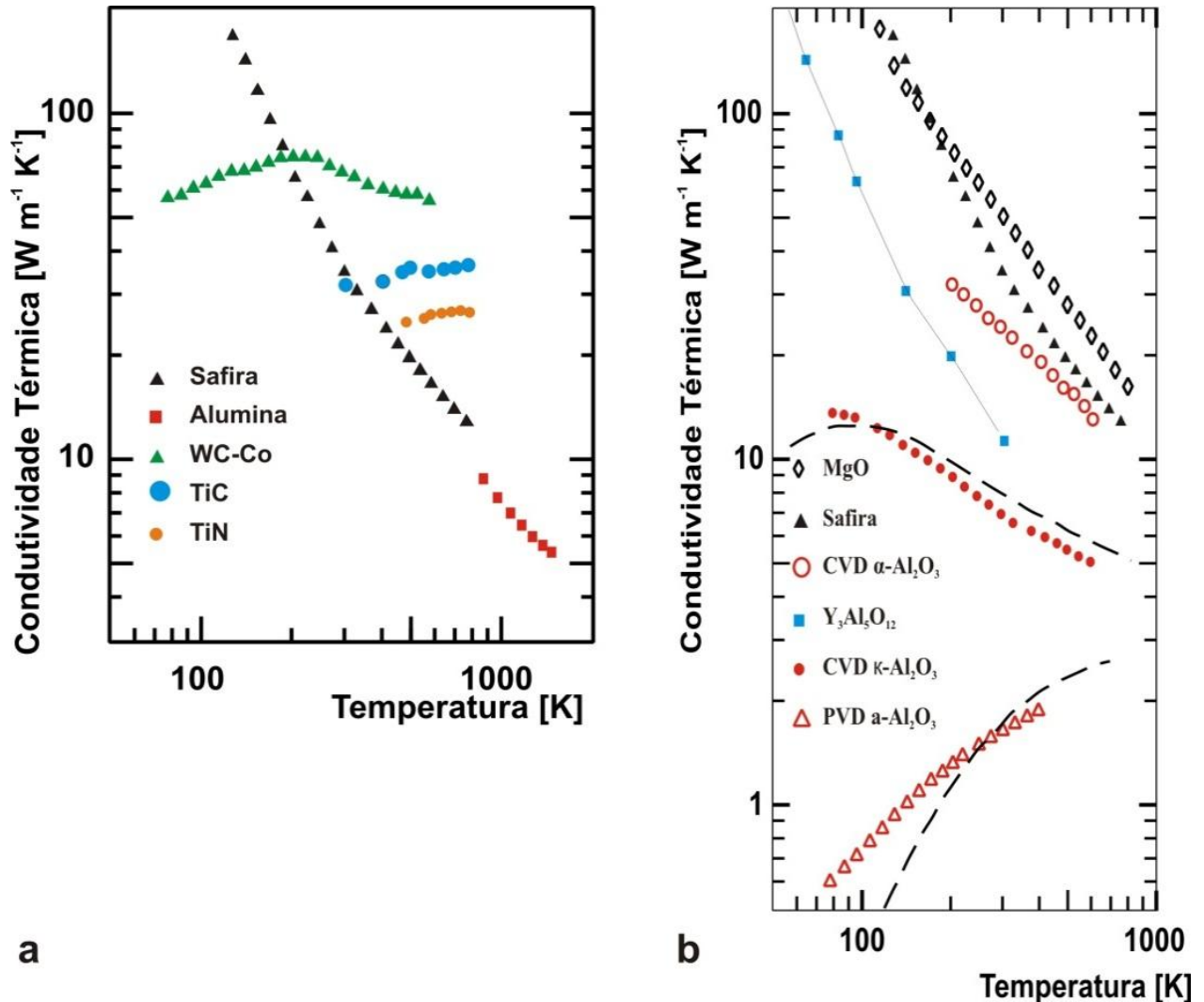


Figura 2.4 Condutividade térmica comparativa de materiais de ferramentas de corte (a) e revestimentos de alumina (b) comumente utilizados (CAHILL et al., 1998).

O revestimento de alumina nas fases α -Al₂O₃ e κ -Al₂O₃ pode ser produzido através do controle das condições de processo e microestrutura da superfície de nucleação usada para iniciar os revestimentos de alumina. A condutividade térmica das diferentes fases de alumina produzidas por diferentes técnicas de revestimento está evidenciada na figura 2.4b. Em temperatura entre 400

K e 600 K, a condutividade dos revestimentos formados pela fase α -Al₂O₃ produzida por CVD é 80% maior que a condutividade da safira. Já a condutividade da fase κ -Al₂O₃ é 3 vezes menor que a da safira. A fase κ -Al₂O₃ tem mais átomos por célula cristalina unitária que a fase α -Al₂O₃ ($n = 40$ para a fase κ -Al₂O₃ e $n = 10$ para a fase α -Al₂O₃) e cristais com estruturas mais complexas tipicamente apresentam condutividade térmica menor (CAHILL et al., 1998). As avaliações de imagens de microscópio eletrônico de varredura mostram que as camadas de κ -Al₂O₃ depositadas apresentam trincas transgranulares, as quais se acredita formarem-se durante o resfriamento da temperatura de deposição até a temperatura ambiente, em função da diferença dos coeficientes de expansão térmica entre o material do substrato e o revestimento de κ -Al₂O₃ (HALVARSSON et al., 1995).

O óxido de alumínio é usualmente depositado usando o processo convencional CVD, embora ele possa ser obtido também usando o processo CVD assistido por plasma (PACVD) ou por deposição física de vapor (PVD) em baixas temperaturas. Quando a alumina é depositada utilizando estas técnicas, a fase γ -Al₂O₃ é frequentemente obtida. Recentemente, o revestimento γ -Al₂O₃ obtido pelo processo PACVD tem exibido propriedades de desgaste igual ou até mesmo superiores às fases κ -Al₂O₃ ou mesmo α -Al₂O₃. O revestimento da fase κ -Al₂O₃ exibe vantagens morfológicas (menor tamanho de grão e menor porosidade), baixa condutibilidade térmica e mesmo elevada dureza quando comparado a com o revestimento CVD de fase α -Al₂O₃. Estas propriedades são importantes quando a usinagem dos metais é levada em conta. Entretanto, a elevada temperatura desenvolvida durante a usinagem ($>1000^{\circ}\text{C}$) pode promover a transformação irreversível da fase κ -Al₂O₃ para a fase α -Al₂O₃ (RUPPI et al., 2001).

Uma estrutura ortorrômbica é atribuída para a alumina na forma alotrópica κ -Al₂O₃. Outras fases de alumina frequentemente observadas nos revestimentos de PVD são as alumina cúbica γ -Al₂O₃, a alumina tetragonal δ -Al₂O₃ e a alumina monoclínica θ -Al₂O₃. Em função de sua estabilidade térmica, somente a alumina κ -Al₂O₃ apresenta uma relevância tão prática quanto à alumina de fase α -Al₂O₃. Todas as fases metaestáveis transformam-se irreversivelmente na alumina fase α -Al₂O₃ em temperatura elevada. Quando isto ocorre, uma vez que a transformação de fase está associada a uma mudança volumétrica da célula unitária, ocorrerá uma falha catastrófica do revestimento (SCHNEIDER et al., 1997b).

A alumina é usualmente depositada sobre a ferramenta de metal duro utilizando-se o processo CVD. Porém, recentemente alguns outros processos de deposição têm sido utilizados como o CVD assistido por plasma (PA-CVD) e a deposição física a vapor (PVD).

A ativação dos gases do processo CVD pelo plasma reduz a temperatura necessária para a formação do revestimento duro de alumina. As propriedades do revestimento de alumina dependem fortemente dos parâmetros de processo tais como temperatura, potência do plasma e composição dos gases de processo. A alta potência do plasma bem como a utilização de certos aditivos aos gases de processo favorece a formação do revestimento de alumina de fase α - Al_2O_3 em temperaturas mais baixas e suprime a formação de outras fases de alumina que não possuem dureza adequada. Com o objetivo de produzir revestimentos de qualidade da fase α - Al_2O_3 , uma descarga estável com alta densidade de potência é requerida. (LAIMER et al., 2005).

Em contraste com os revestimentos de Al_2O_3 produzidos pelo processo CVD convencional, os revestimentos gerados pelo processo de plasma CVD apresentam um grão extremamente fino, proporcionando superfícies lisas e com baixo coeficiente de atrito. A temperatura de revestimento é mais baixa que a temperatura do CVD convencional e não exerce ou quase não exerce influência na tenacidade da composição filme-substrato. (TABERSKY et al., 1996)

Os resultados dos ensaios de fresamento mostrados na figuras 2.5 evidenciam o desempenho dos revestimentos de alumina aplicados pelo processo de plasma CVD. As curvas de desgaste mostram os resultados do teste de fresamento com insertos SEKN I203 AFN de metal duro classe P25 que foram revestidos usando várias técnicas: TiN (por PVD a 550 °C), TiC/ Al_2O_3 (por CVD a 1000°C), (Ti,Al)N (por PVD a 500°C) e finalmente com α - Al_2O_3 obtido por plasma CVD. O filme foi aplicado diretamente sobre o substrato de metal duro sem nenhum traço de TiC ou qualquer camada intermediária. No fresamento frontal de um bloco de aço 42CrMo4V ($\sigma = 840 \text{ N/mm}^2$) com velocidade de corte de 315 m/min, o inserto revestido de α - Al_2O_3 obtido pelo processo de plasma CVD possui uma vida maior (figura 2.5a e figura 2.25b). Uma posterior comparação no fresamento frontal de um bloco de aço Cm60V também foi realizada. Neste caso os insertos SEKN 1203 AFTN revestidos com 8,2 μm de um revestimento composto de TiN e Ti(C,N) foram confrontados com um revestimento de 6,4 μm total composto de 2 μm de TiN e 4,4 μm de α - Al_2O_3 como uma camada superior, depositados pelo processo

plasma CVD. Neste caso também uma notável aumento no desempenho foi obtido pela camada mais externa de α - Al_2O_3 tal como mostram as curvas de desgaste das figuras 2.5c e 2.5d.

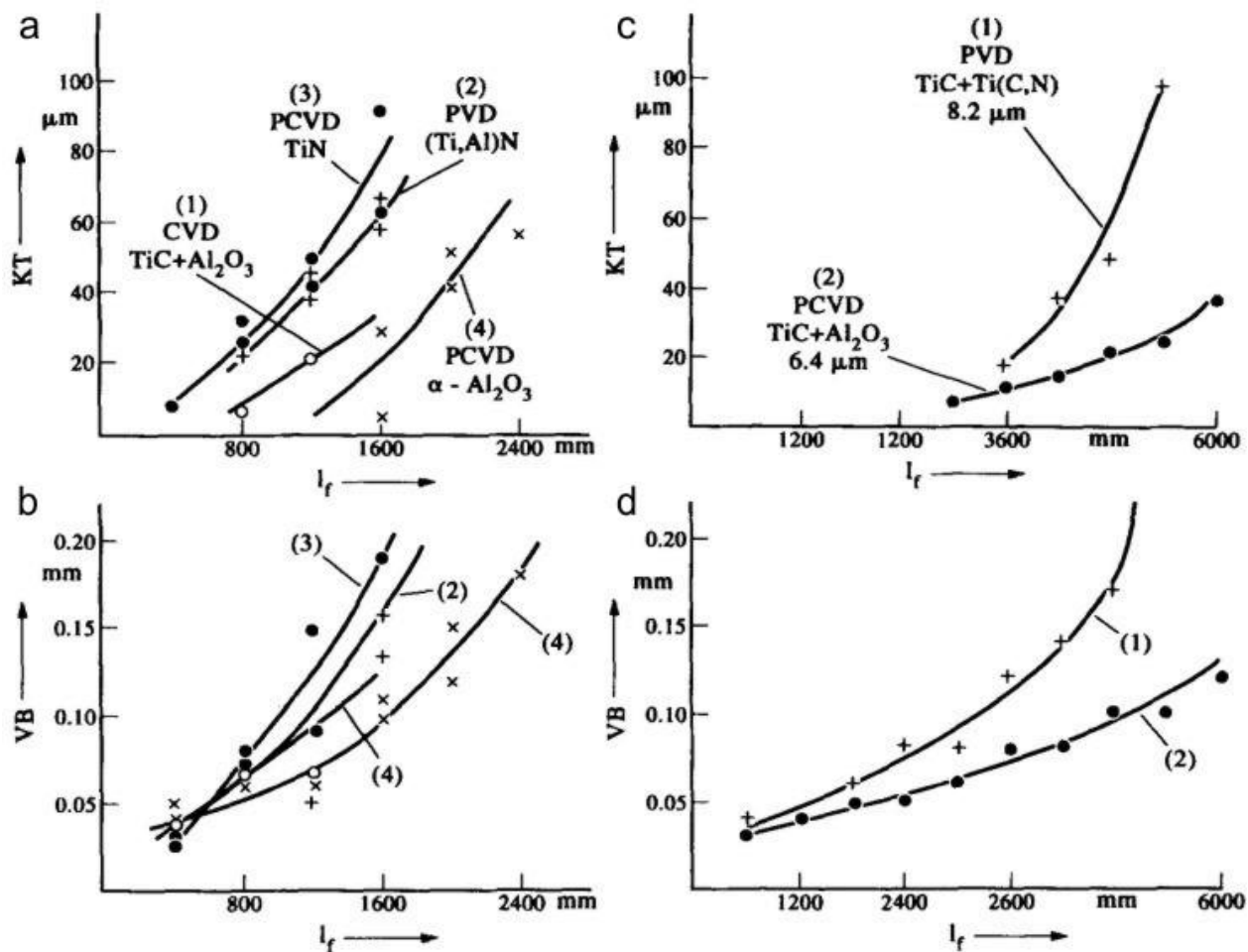


Figura 2.5 Avaliação comparativa de desgaste de outros revestimentos com o revestimento de Al_2O_3 PACVD. (a) e (c) comparações entre desgastes de cratera, (b) e (d) comparações de desgaste de flanco. (TABERSKY et al., 1996).

O processo PVD é realizado em temperaturas moderadas em uma câmara de alto vácuo com a presença de um gás inerte, o argônio.

A ação do plasma, o tipo e a densidade das espécies gasosas bem como a respectiva distribuição de energia reduzem substancialmente a temperatura do substrato no qual as fases cristalinas são formadas (ZYWITZKI et al., 1996a). Ainda, a ação do plasma permite a deposição de camadas de óxido de alumínio com altas taxas de deposição e em baixas temperaturas do substrato. A influência favorável do plasma na estrutura permite a deposição de camadas resistentes ao desgaste em baixas temperaturas. O plasma age na temperatura necessária para a formação de fase bem como na quantidade relativa de fases presentes e no tamanho dos grãos formados (ZYWITZKI et al., 1995).

A fase γ - Al_2O_3 foi obtida em revestimentos realizados em temperaturas de substrato de 290-350 ° C. Em temperaturas de substrato de 670-690 ° C, as camadas depositadas contêm tanto a fase γ - Al_2O_3 e a fase α - Al_2O_3 . A deposição de fases cristalinas de óxido de alumínio em baixas temperaturas de substrato é influenciada pelas variações de densidade de potência do plasma. A alta densidade de potência resulta em um adicional energético de ativação das partículas durante o processo de condensação sobre o substrato. Assim pode-se presumir que uma parte da energia de ativação necessária para a difusão para formar as fases cristalinas de óxido de alumínio pode ser fornecida pelo plasma. Desta forma as fases γ - Al_2O_3 e α - Al_2O_3 podem ser depositados em temperaturas mais baixas do substrato. A potência de “sputtering” (técnica de evaporação usada no processo PVD) tem uma forte influência sobre a estrutura das camadas depositadas nas temperaturas de substrato de 290-480 ° C. Neste intervalo de temperaturas de substrato, e em baixas potências de “sputtering”, somente estruturas amorfas de Al_2O_3 foram identificadas nos revestimentos (veja tabela 2.1). Com as temperaturas de substrato superiores a 550 °C, não foi encontrado nenhuma influencia da taxa de “sputtering” sobre a estrutura e as propriedades dos revestimentos de Al_2O_3 . O substrato submetido a temperaturas acima de 670 ° C, mais a aplicação de uma tensão negativa neste mesmo substrato alteram quantitativamente a proporção entre as fases α - Al_2O_3 e γ - Al_2O_3 . Sob a ação uma tensão negativa, as camadas contêm uma percentagem mais elevada da fase γ - Al_2O_3 (tabela 2.1). O bombardeamento complementar com íons positivos parece dificultar a nucleação da fase α - Al_2O_3 (ZYWITZKI et al., 1996b).

Tabela 2.1 Fases de alumina presentes no revestimento em função dos parâmetros de processo PVD.

Temperatura do Substrato	Potência Média de Sputtering [kW]			
	11	13	16	17
290-350 °C	Amorfo	Amorfo (-50 V.)	Amorfo	γ -Al ₂ O ₃ com textura (110)
450-480 °C	Amorfo (-50 V.)		γ -Al ₂ O ₃ (-50 V.)	
550-560 °C	γ -Al ₂ O ₃ com textura (110) (-50 V.)			
670-690 °C	10% α -Al ₂ O ₃ 90% γ -Al ₂ O ₃ (-50 V.)	45% α -Al ₂ O ₃ 55% γ -Al ₂ O ₃	10% α -Al ₂ O ₃ 90% γ -Al ₂ O ₃ (-50 V.)	
750-770 °C	α -Al ₂ O ₃	60% α -Al ₂ O ₃ 40% γ -Al ₂ O ₃ (-50 V.)	α -Al ₂ O ₃	

A existência de uma camada intermediária e a temperatura do substrato influenciam a microestrutura do revestimento de Al₂O₃ depositado. Uma camada intermediária de α -Cr₂O₃ formada pela oxidação de um filme de CrN preexistente garante o crescimento da α -Al₂O₃ desde os estágios iniciais da deposição de alumina em temperatura de 750 °C. A dureza do revestimento de alumina é de 23 GPa e pode ser elevada a 27 GPa pela aplicação de uma tensão no substrato durante o crescimento do filme (KOHARA et al., 2004).

As temperaturas do processo PVD na faixa de 300-500°C impedem a deposição da fase cristalina α -Al₂O₃. A fase amorfa de Al₂O₃ é termicamente instável e quando submetida a altas cargas térmicas, como na usinagem a seco, causa a transformação para as fases θ -Al₂O₃ e α -Al₂O₃ e com estas transformações provocam alterações volumétricas que dão origem à tensões internas e ao destacamento do filme. A fase amorfa pode ser estabilizada até a temperatura de 1100°C pela adição de nitrogênio, formando o depósito de Al-O-N (TÖNSHOFF et al., 1998b).

Há um grande número de operações de usinagem na qual a temperatura efetiva na aresta de corte não atinge patamares superiores a 500 °C. Nestas operações é esperado que a fase $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ tenha um bom desempenho. Deve-se evidenciar que embora alguns revestimentos sejam metaestáveis, incluindo o revestimento de TiAlN, a funcionalidade somente pode ser avaliada em testes práticos (SCHÜTZE, 2003). Os primeiros testes de usinagem com ferramentas revestidas com alumina aplicada pelo processo de PVD realizados mostraram que a alumina de fase $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ desempenha-se bem na usinagem dos metais, sendo comparável à revestimentos de TiN PVD e revestimentos de fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ou $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ obtidos por CVD em várias ferramentas e em diferentes aplicações (figura 2.6).

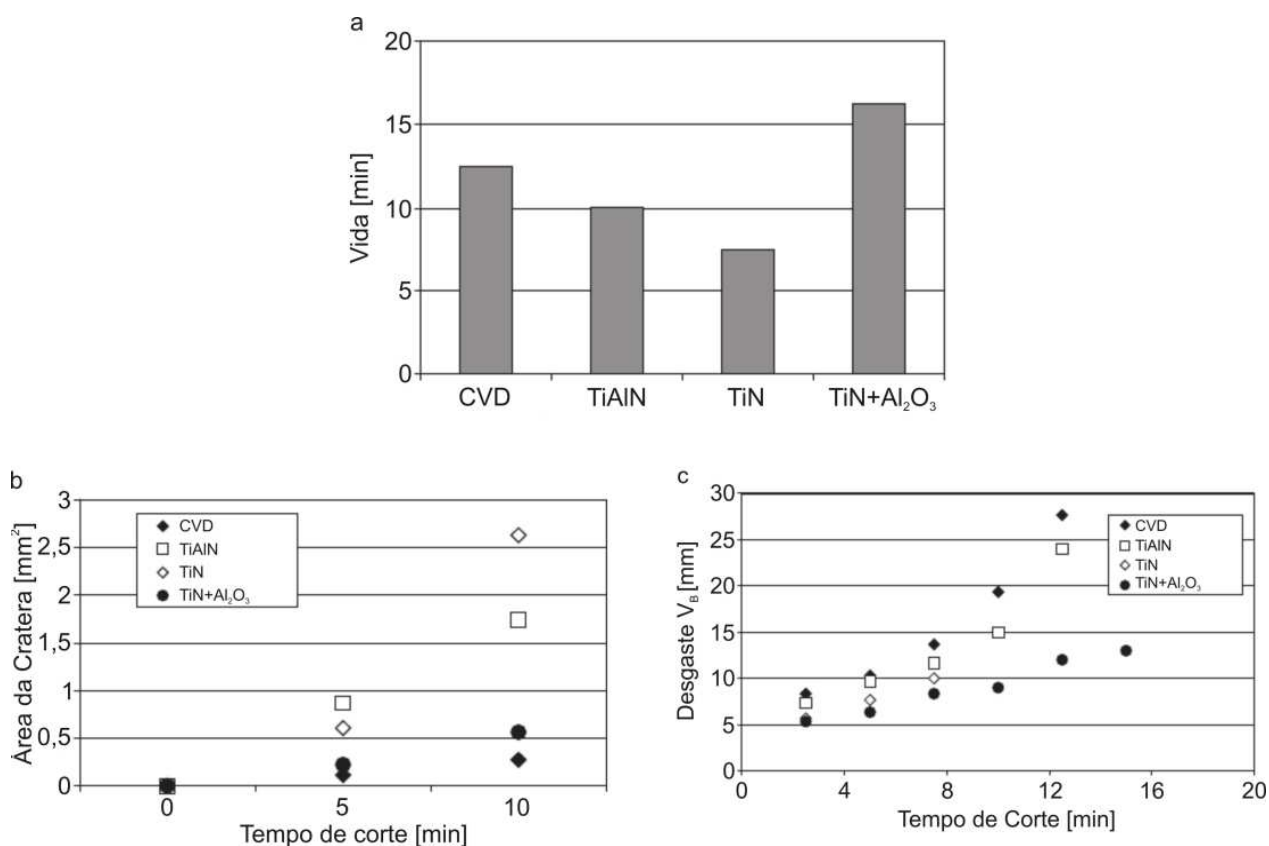


Figura 2.6 Diagramas mostrando (a) vida, (b) desgaste na superfície de saída e (c) desgaste na superfície de folga dos resultados de ensaio de torneamento com $v_c = 200$ m/min $f = 0,3$ mm/rev, $a_p = 2$ mm (ÅSTRAND et al., 2004).

No torneamento de um aço ferramenta, a difusão na superfície de saída é substancial e algumas vezes determina a vida da ferramenta. Os revestimentos comparados na figura 2.6a foram: (1) TiN + Al₂O₃ (2.2+2.3 μm) PVD; (2) TiN (2.3 μm) PVD; (3) TiAlN (2.9 μm) PVD; e (4) a CVD TiCN+Al₂O₃ (1.7+1.7 μm Am). Vê-se na figura 2.6a que o revestimento de TiN + Al₂O₃ PVD é duas vezes melhor que o revestimento de TiN e melhor que os revestimentos de TiAlN e de TiCN+Al₂O₃ (CVD) .

O desgaste de cratera foi efetivamente melhorado utilizando-se o revestimento da fase γ-Al₂O₃ PVD como uma camada finalizadora do processo de revestimento. A vida da ferramenta revestida com TiN+Al₂O₃ é em torno de duas vezes mais longa que a da ferramenta com cobertura simples de TiN. Até certo ponto, isso pode ser explicado pela maior espessura total do revestimento combinado, porém o desenvolvimento da área da cratera sobre a superfície de saída da ferramenta cresce a uma taxa mais baixa sobre o revestimento de Al₂O₃ do que sobre o revestimento de nitreto de titânio.

A resistência ao desgaste de cratera é da mesma ordem de grandeza para o revestimento CVD, que é considerado o estado da arte (figura 2.6b). Vê-se na figura 2.6c um maior desgaste de flanco do revestimento CVD do que o que ocorreu nos outros tipos de revestimentos. Este fato pode ser explicado pelo desenvolvimento do desgaste abrasivo que ocorre em uma aresta mais frágil em comparação com a aresta do processo PVD. Um segundo fator que torna o revestimento PVD-Al₂O₃ interessante como um material de revestimento, é que o Al₂O₃ proporciona um baixo atrito superficial, com menor afinidade química com o material da peça. Um baixo coeficiente de atrito é desejável quando o material usinado é aderente e a formação de aresta postiça de corte é pronunciada. Baixa afinidade química com o material da peça é importante principalmente em altas velocidades de corte.

Um extenso volume de pesquisa concentra-se na tentativa de reduzir a temperatura de deposição de revestimentos CVD Al₂O₃ em ferramentas de metal duro. Uma fração é direcionada à viabilizar a reação de deposição utilizando outras fontes que não o sistema convencional de H₂-CO₂. Embora muitos casos de sucesso limitado estejam documentados, atualmente nenhum apresentou-se viável por motivos que incluem nucleação na fase gasosa e não uniformidade nos revestimentos. Uma das razões para tentar diminuir a temperatura é que ele permitiria que revestimentos de múltiplas camadas como TiC/TiN/TiCN-Al₂O₃ pudessem ser realizados numa

única temperatura, resultando em uma significativa redução de custo. Além disso, a redução de temperatura de deposição também reduziria as tensões residuais que tendem a causar trincas no revestimento. Resultados preliminares demonstram que alumina densa, uniforme e aderente pode ser depositada em ferramentas de metal duro já revestidos com TiC ou TiCN em temperaturas moderadas de 870 °C, usando o sistema $\text{AlCl}_3\text{--HCOOH--H}_2$ (CONNELLY et al., 2005).

2.2.5 Nitreto de Titânio e Alumina

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

O revestimento de TiAlN é uma evolução do largamente utilizado revestimento de nitreto de titânio. O revestimento de TiAlN pode somente ser produzido por processos que geram a formação de um plasma para que ele seja depositado como uma fase cristalográfica metaestável. Baseado em diferentes parâmetros como a composição do material alvo, a taxa de evaporação e dos parâmetros de ionização do plasma, parte do titânio pode ser substituído pelo alumínio em diferentes níveis. Os revestimentos de TiAlN são basicamente depositados pela evaporação do material alvo Ti-Al usando o gás reativo nitrogênio.

O TiN pertence ao grupo de materiais metálicos duros enquanto AlN pode ser conectado ao grupo de materiais duros covalentes. Na difração de raios-X, a estrutura cúbica de face centrada pode ser identificada facilmente nos filmes finos de TiN. Nos filmes de TiAlN os átomos de titânio na grade de TiN são parcialmente substituídos pelos átomos de Al. Em função do menor tamanho do átomo de alumínio comparado com o átomo de titânio, a estrutura deste revestimento torna-se deformada, o que aumenta a resistência da célula unitária. Em diferentes testes de avaliação do revestimento de TiAlN quando comparado com o revestimento de nitreto de titânio, ele mostrou superior resistência à oxidação. Enquanto o TiN se oxida em temperaturas acima de

600° C, o TiAlN mostra uma resistência à oxidação superior a 800° C. Quando o TiAlN se oxida, ocorre a formação de uma camada superficial de Al_2O_3 o que aumenta a resistência à difusão e oxidação do filme de TiAlN. Comparado com o TiN, o sistema ternário do revestimento (Ti, Al) N mostra uma elevação na dureza mesmo em temperaturas elevadas. O aumento do conteúdo de alumínio nos filmes de (Ti,Al)N causa redução na taxa de desgaste das ferramentas, sendo que os melhores resultados são obtidos quando está relação é próxima de $\text{Al/Ti} = 1.1$. (TÖNSHOFF et al., 1997)

Sobre o ponto de vista químico, a maioria dos revestimentos de TiAlN tem mais que 50% de alumínio e teoricamente deveria ser chamado de AlTiN. Porém, desde a introdução desta nova família de revestimentos o nome TiAlN vem sendo utilizado (MCCABE, 1999).

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

A vantagem fundamental do TiAlN é que este revestimento forma uma densa e altamente adesiva camada protetiva de Al_2O_3 na sua superfície quando aquecido, prevenindo a difusão de oxigênio para o material do substrato. O uso de revestimento contendo Al é relatado também como sendo vantajoso em operações de usinagem que combinam altas temperaturas de corte com altas cargas mecânicas no material da ferramenta. Isto é usualmente explicado por dois efeitos: a) a formação de uma fina camada de Al_2O_3 na superfície da ferramenta que é barreira protetora contra o O_2 , protegendo contra a tribo-oxidação. Isto é importante para as operações de corte interrompido e para a redução do desgaste de entalhe na aresta de corte do metal duro; b) comparativamente alta dureza em elevada temperatura. Verifica-se na figura 2.3 que o

revestimento de TiAlN passa ser o mais duro que os outros revestimentos a partir de 800 °C. Isto propicia boa resistência ao desgaste abrasivo na usinagem em altas velocidades de corte (KLOCKE, 1999).

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

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

2.3 O Conceito de revestimentos de multicamadas

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

Os revestimentos multicamadas são promissores para aperfeiçoar propriedades e desempenho dos revestimentos. As camadas da interface podem ser utilizadas para melhorar a adesão de um revestimento ao substrato e assegurar uma suave transição entre as propriedades do revestimento e do substrato. Depositando várias camadas finas com diferentes propriedades mecânicas, a concentração de tensão na região da superfície e as condições de propagação de trincas podem ser alteradas. As propriedades de um revestimento composto por filmes diferentes dispostos em camadas podem ser melhores que a deposição de camadas individuais que separadamente tem características diferentes tais como resistência à corrosão, resistência ao

desgaste, isolamento térmico, condutividade elétrica, barreira de difusão e adesão ao substrato (HSIEH et al., 1998).

Nos revestimentos multicamadas, filmes alternados de dois ou três diferentes compostos são depositados em uma determinada sequência. A espessura da camada individual pode variar de poucos nanômetros até 100 nm. As numerosas interfaces criadas entre as camadas individuais do revestimento de múltiplas camadas causam um drástico aumento na dureza e resistência. Camadas com estruturas epitaxiais podem ser formadas, notavelmente diferentes das estruturas encontradas em revestimentos de uma única camada. Revestimentos superestruturados são compostos de diferentes camadas nanométricas alternadas que se repetem com uma frequência na faixa de 5 a 10 nm. Com relação à dureza, os revestimentos são usualmente divididos em grupos com dureza inferior a 40 GPa e os superduros com dureza superior a 40 GPa. Os revestimentos multicamadas com base no TiAlN compostos de duas ou três camadas são atualmente o (Ti,Al)N/(Ti,Al)CN, (Ti,Al)N/(Ti,Nb)N, (Ti,Al)N/TiN, AlN/TiN/(Ti,Al)N, (Ti,Al)N/CrN, (Ti,Al)N/Mo e o WC/(Ti,Al)N (PALDEY et al., 2003).

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

Os revestimentos multicamadas podem ser classificados isoestruturais e não isoestruturais. Os revestimentos isoestruturais são realizados com nitretos de metais de transição, nos quais as camadas individuais têm a mesma estrutura. Estes materiais possuem elevada dureza e, quando depositados em multicamadas em determinadas condições, a dureza final pode ser extremamente alta. Os revestimentos não isoestruturais são aqueles em que dois materiais com diferentes estruturas cristalinas que não podem formar uma interface coerente são depositados em camadas de espessura menor que 2 nm, dando origem a uma estrutura metaestável (YASHAR et al., 1999).

Nos revestimentos de camada simples, as trincas são praticamente retas e vão diretamente para o substrato. Nos revestimentos de multicamadas há um grande número de interfaces dificultando a propagação de trincas. Uma explicação para a tenacidade dos revestimentos multicamadas está na redução do tamanho dos grãos e defeitos impostos pela frequente nucleação nas inúmeras interfaces (WIKLUND et al., 1997). Uma trinca partindo da superfície do revestimento pode se dividir e defletir no contorno de grão ou de fase dentro de uma camada ou na zona de interface entre as camadas. Por outro lado, delaminação local pode ocorrer na interface através da abertura de vazios nanométricos, o qual pode resultar em relaxação local de tensão e mesmo até plasticidade em escala nanométrica. Além disso, poderia haver uma interação de trincas com campos periódicos de deformação e tensão através da interface nos revestimentos de multicamadas nanométricas e também uma interação das trincas com o material do substrato (STUEBER et al., 2009). O volume da interface pode ser considerado de uma maneira bem simplificada como uma camada aglomerante macia entre camadas duras de material cerâmico. A energia de dissipação na interface deve ser capaz de reduzir a fragilidade do revestimento (HOLLECK et al., 1995).

2.3.1 Multicamadas TiN/TiAlN

A melhoria de dureza dos revestimentos de camadas nanométricas é principalmente causada pela diferença do módulo de cisalhamento dos materiais que formam as camadas e pela espessura da interface que é função da miscibilidade dos materiais. Quando a diferença dos módulos de cisalhamento é alta, a força necessária para mover as discordâncias também é alta e esta força aumenta com a periodicidade das camadas. Além disso, a espessura da interface nunca é zero em função da miscibilidade dos materiais e das condições de deposição. A dureza dos revestimentos superestruturados decresce com o aumento da espessura da interface. A presença de uma região de interface definida pela difusão e miscibilidade entre TiN/TiAlN restringe a elevação da dureza nos revestimentos de múltiplas camadas. Um fator de influência é a alta difusão do alumínio no TiN. Além disso, os módulos de cisalhamento de TiN e TiAlN são bem

similares. Para revestimentos de TiN/TiAlN o pico de dureza ocorre para a periodicidade de 9,6 nm. O valor de dureza é apenas levemente maior que o valor definido pela regra das misturas (BARSHILIA et al., 2006). Nos revestimentos de multicamadas TiN/TiAlN os dois materiais possuem a mesma estrutura cristalina com parâmetros de rede de 0,42850 e 0,42681 nm respectivamente, ou seja, a diferença dos parâmetros é próxima de zero (aproximadamente 0,4%). O revestimento apresenta alta resistência à oxidação em função da alta resistência do TiAlN (BARSHILIA et al., 2006).

A comparação entre revestimento de camada simples de TiAlN e o revestimento de múltiplas camadas TiN/TiAlN mostra que o revestimento de TiN/TiAlN apresenta-se com adesão superior ao substrato. No fresamento, ambos os revestimentos apresentam praticamente o mesmo desempenho até um valor de desgaste $VB = \sim 0,12$ mm. A partir daí o desenvolvimento do processo de falha do revestimento de TiN/TiAlN é menos intenso, garantindo uma maior vida da ferramenta (BOUZAKIS et al., 2006).

Os revestimentos de camada nanométrica de TiN-AlTiN apresentam o menor par ordenado desgaste de flanco x força de corte, gerando maior vida para a ferramenta. A associação de dureza elevada e bom desempenho tribológico garantem o sucesso no torneamento de inconel 718. A nanocamada de TiN/AlTiN é também muito efetiva para evitar o desgaste abrasivo. O desgaste abrasivo é limitado pela elevada dureza obtida em função do efeito de superestrutura (DUCROS et al., 2006).

O revestimento de multicamadas nanométricas com periodicidade de 10 a 30 nm possui tamanho de grãos da ordem da espessura de uma camada individual do revestimento, sem apresentar aparência colunar. A dureza do revestimento multicamadas é apenas um pouco maior que a dureza da camada individual, o que é relativamente esperado em função da proximidade do valor dos módulos de cisalhamento dos dois revestimentos. Ensaio de desgaste de pino sobre disco demonstraram uma grande melhoria nas propriedades de desgaste do revestimento multicamadas quando comparado com revestimento de camadas simples. Isto ocorre em função da redução do mecanismo de desgaste adesivo do revestimento multicamadas (ANDERSEN et al., 2000). Em geral os revestimentos multicamadas de TiN/AlTiN tem baixa taxa de desgaste quando comparado com os revestimentos de TiAlN (HSIEH et al., 1998).

2.4 A oxidação - mecanismos e resistência do revestimento

Alta resistência à oxidação é um dos fatores motivacionais para substituir os revestimentos existentes tais como TiAlN, TiCN ou TiN pela nova geração de revestimentos duros para ferramentas de corte. O revestimento de TiCN é estável até a temperatura de 600 ° C. Acima desta temperatura o revestimento inicia o processo de decomposição. A 600 °C os primeiros sinais de fase de TiO₂ ao lado da fase de TiN podem ser detectados por difração de raios X. A 800 °C o filme está completamente oxidado e somente a estrutura tetragonal de TiO₂ pode ser encontrada. Os nitretos baseados em titânio e alumínio tais como TiAlN e AlTiN são estáveis contra oxidação até a temperaturas um pouco superiores a 800 °C . Temperaturas de 830 °C são reportadas como início do processo de oxidação para revestimentos de TiAlN. A 900 °C forma-se uma camada oxidada de espessura de em torno de 300 nm para revestimentos de TiAlN e 250 nm para revestimentos de AlTiN.

Devido à temperatura elevada é provável que ocorra a segregação de átomos de alumínio e titânio. Evidentemente, alta temperatura de oxidação envolvida facilita a difusão de átomos de alumínio para a superfície permitindo que uma camada muito fina de óxido de alumínio se forme na superfície, enquanto os átomos de titânio remanescentes formarão dióxido de titânio nas camadas subsuperficiais. Na temperatura de 950 °C, todo o revestimento terá sido decomposto e dióxido de titânio puro será formado. Nenhuma fase cristalina de óxido de alumínio foi encontrada nas medições de difração de raios X feitas por KALSS *et al.* (2006).

A oxidação do revestimento metaestável Ti_{0,5}Al_{0,5}N resulta no crescimento de uma estrutura óxida composta de duas camadas. A camada superior da estrutura é rica em óxidos de alumínio, enquanto a camada inferior de óxido é rica em óxidos de titânio. A formação desta camada se dá pela difusão simultânea em direção à superfície externa do revestimento dos átomos de alumínio e em direção à superfície interna dos átomos de oxigênio (MCINTYRE *et al.*, 1990).

Em uma grande faixa de temperatura o alumínio tem uma grande afinidade pelo oxigênio e a energia livre de Gibbs para a formação do óxido de alumínio é extremamente negativa (delta G

= -954 kJ/mol). Isto indica que a força motriz para mover os íons de alumínio na interface revestimento/ar, isto é, na superfície do revestimento e formar o óxido de alumínio é alta. Portanto, os íons de alumínio na estrutura cristalina de TiN rapidamente se difundem para a superfície e formam óxidos complexos de $Al_xTi_yO_z$ que atuam como uma camada passivadora contra oxidação futura. Esta camada passivadora formada sobre o revestimento de TiAlN atua como uma barreira de difusão contra o oxigênio (KIM et al., 1997).

A espessura total da camada oxidada decresce com o aumento da concentração de alumínio no revestimento de TiAlN. A camada de óxido apresenta-se composta de duas subcamadas, sendo a camada superior rica em alumínio e a camada inferior rica em titânio. A espessura da camada rica em alumínio cresce com o aumento da concentração de alumínio no revestimento (PANJAN et al., 1999).

A composição da camada de óxido formada durante a oxidação do revestimento de TiAlN é fortemente dependente da temperatura de oxidação e da composição do revestimento. A composição da camada de óxido muda com o aumento da temperatura de oxidação. Diferentes camadas de óxidos em diferentes temperaturas de oxidação para diferentes revestimentos podem ser vistos na figura 2.7 (VAZ et al., 1997).

O Ti e o Al têm afinidades diferentes com o oxigênio e os átomos de reação não se difundem na mesma taxa na fase óxida. Como consequência, a camada de óxido do TiAlN não contém a mesma quantidade relativa de Ti e Al como a fase de TiAlN não oxidada. Portanto é razoável que a composição e a estrutura das camadas de óxido mudem com a composição do revestimento à medida que a oxidação prossegue (ICHIMURA et al., 1993)

O revestimento de TiN também oxida rapidamente em temperaturas acima de 500 °C para formar uma camada que é predominantemente composta de TiO_2 . A oxidação procede com uma taxa que inicialmente varia com o tempo. O passo limitador é a difusão do oxigênio dentro do óxido até a interface óxido/nitreto com uma energia de ativação aproximadamente igual àquela necessária para oxidação do Ti puro. Não se forma uma camada passiva estável no nitreto. A grande diferença de volume molar do TiO_2 (18,8 cm³) e o TiN (11,4 cm³) resulta no desenvolvimento de uma substancial tensão compressiva na camada de óxido. A magnitude da tensão aumenta com o aumento da espessura do óxido, até que uma espessura crítica é atingida a um ponto no qual o óxido se fragmenta, expondo à oxidação novas superfícies de nitreto ainda

não oxidadas. Este ciclo descontínuo de oxidação prossegue até que toda a camada de nitreto esteja oxidada. (MCINTYRE et al., 1990).

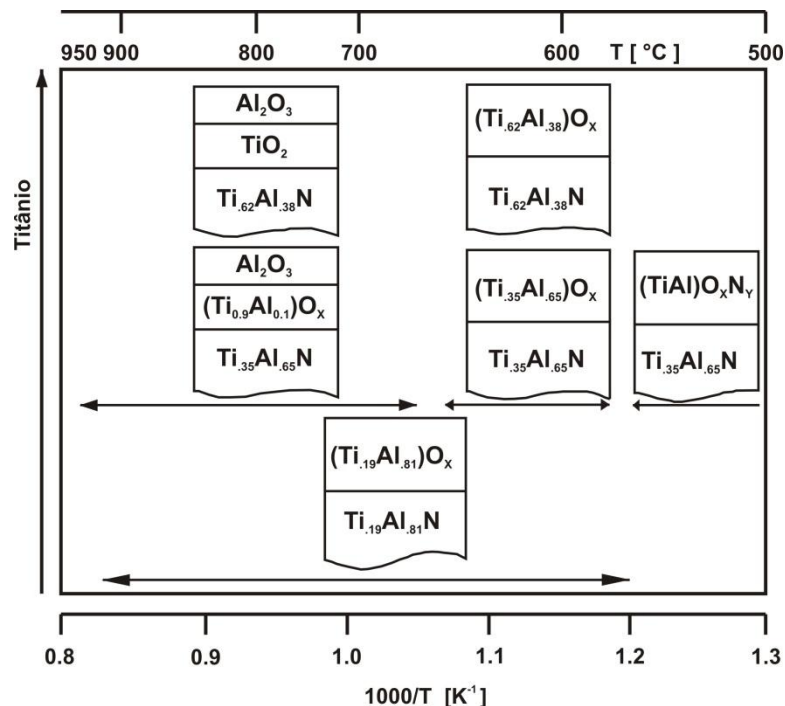


Figura 2.7 Variação da composição da camada de óxido do revestimento de TiAlN em função da temperatura (VAZ et al., 1997).

2.5 Tratamento prévio do substrato

O pré-tratamento de superfícies é um dos mais importantes fatores que regulam a adesão entre o material do revestimento e material do substrato nas ferramentas de corte. As técnicas de revestimento de superfície com pré-tratamento superficial oferecem a possibilidade de modificação das propriedades superficiais de um componente e desta forma obter melhorias no desempenho e na confiabilidade. Em qualquer aplicação de revestimentos, um requisito comum

de aceitação de desempenho do conjunto revestido deve ser um nível suficiente de adesão entre substrato e revestimento (ALI et al., 2009).

2.5.1 Pré-tratamentos realizados fora do reator de revestimento

Os pré-tratamentos mecânicos e químicos do substrato são aplicados para aperfeiçoar a resistência da interface. O processo de jateamento com água é caracterizado por poucos parâmetros. Na Tabela 2.2 se faz um comparativo entre os parâmetros do processo de jateamento com material abrasivo e com água.

Aplicado sobre o metal duro, o jateamento com água remove uma camada superficial gerando um aumento de rugosidade, no qual a maior parte do cobalto é removida. Não possui a habilidade de realizar a remoção seletiva ou ataque preferencial do aglomerante quando comparado com processos químicos. A rugosidade final é limitada pelo tamanho dos grãos. A eficiência da remoção do cobalto depende dos parâmetros do processo e da composição do metal duro. Em função do impacto gerado pelo jato de água, tensões compressivas são induzidas no substrato, proporcionais à pressão e ao tempo de duração (TÖNSHOFF et al., 1998a).

Tabela 2.2 Comparação de parâmetros de jateamento com alumina e com água (TÖNSHOFF et al., 1998a).

Partículas de Al_2O_3		Jato D'Água	
Tamanho do Grão	30-50 μm	Diâmetro do jato	1,5 mm
	11,8-13,8 μm		
	3-5 μm		
Pressão	6 bar	Pressão	1000 bar
Diâmetro do bocal		Tempo de duração	20 s
Distância do bocal	30 mm	Distância do bocal	45 mm
Ângulo do jato	90°	Ângulo do jato	20°

Os efeitos superficiais do micro jateamento com material abrasivo dependem do tamanho do grão da partícula abrasiva. Impactos de alta frequência de um grão abrasivo maior na superfície do metal duro causam uma forte deformação plástica e levam a um aumento da tensão residual compressiva podendo gerar falhas do revestimento. O uso de grãos abrasivos finos reduz a deformação plástica do substrato aumentando simultaneamente o efeito abrasivo e reduzindo a presença de fragmentos do próprio abrasivo na superfície. O jateamento de água remove o cobalto da superfície e tem como característica a distribuição homogênea da tensão residual compressiva. A redução do teor de cobalto é dependente do tempo de processo. Como consequência, o jateamento de água remove mais aglomerante da superfície que o jateamento de partículas abrasivas (TÖNSHOFF *et al*, 1998d).

Ainda, a resistência alcançada na interface é também influenciada pela pressão do material de jateamento. Fortes impactos do material de jateamento causados por elevada pressão de jateamento podem alterar a geometria da ferramenta e podem causar fadiga e micro trincas na superfície do substrato. Desta forma, a pressão de jateamento bem como as tensões compressivas que podem ser geradas são limitadas (TÖNSHOFF *et al*, 1998c).

A usinagem por fluxo abrasivo com líquidos poliméricos obtém alta qualidade superficial em regiões de difícil acesso e permite o arredondamento de arestas de materiais dúcteis e frágeis. O acabamento superficial é melhor que a ablação a laser, bem como a eficiência na remoção de cobalto. Quando utilizada como pré-tratamento de metal duro, a usinagem por fluxo abrasivo gera falhas no revestimento que são tipicamente adesiva. Este mecanismo de falha está associado com grandes destacamentos do material de revestimento, que podem ser observados não somente dentro da trilha gerada pelo ensaio de riscamento, mas também ao longo da trajetória do indentador. (UHLMANN *et al.*, 2009).

A texturização de metal duro com laser ($\lambda = 355$ nm, diâmetro focal de 15 μ m, $\tau_p = 10$ ps, 500 kHz, $E_p = 1,04$ μ J, com velocidade de 1000 mm/s) aumenta a rugosidade, aumenta a concentração de cobalto na superfície avaliada por EDS, independentemente do estado inicial da superfície. A ablação a laser aumenta a resistência entre o revestimento e o substrato de tal forma que, nos ensaios de riscamento, a falha ocorre no revestimento ou no substrato e não na interface (falha por coesão). A comparação das operações de pré-tratamento por fluxo abrasivo e texturização a laser não mostrou qualquer influência da fração de massa de cobalto na superfície

na aderência do revestimento. O tratamento de ablação a laser é mais eficiente do que o fluxo abrasivo na melhoria da aderência do revestimento. (UHLMANN et al., 2009).

Durante o micro jateamento o Co é removido da superfície a ser revestida, em função do fato de que o Co é o mais dúctil em comparação com os grãos dos elementos WC, TiC e TaC também presentes no metal duro. Os picos mais altos de rugosidade são reduzidos em função da remoção dos grãos mais expostos de carbeto e numerosos novos picos são revelados, contribuindo para adesão do revestimento-substrato. O aumento da adesão ocorre em função de um melhor travamento mecânico entre o revestimento depositado e a superfície do substrato, através dos pequenos picos de rugosidade gerados pelo micro jateamento em alta pressão (BOUZAKIS et al., 2001)

O micro jateamento das superfícies de serras de aço rápido melhora a vida destas ferramentas quando operando em altas velocidades de corte. Esta melhoria pode ser atribuída à redução e remoção de defeitos de fabricação, particularmente ao longo da aresta de corte dos dentes, à formação de um revestimento de estrutura granular densa e compactada e à redução da delaminação entre revestimentos e superfície do substrato (LEWIS et al., 1996).

A nitretação prévia das ferramentas de aço rápido propicia substancial melhoria na adesão de revestimentos de TiN. A nitretação a plasma sem a formação de uma camada composta melhora a adesão de um revestimento de TiN de 3 μm em substratos de aço rápido e melhora a resistência de adesão e resistência ao desgaste de ferramentas de corte e de conformação. A nitretação a plasma antes da aplicação de um revestimentos de TiN permite a formação de um revestimento aderente e aumenta a carga crítica de falha em ensaio de riscamento. A nitretação a plasma aumenta a adesão entre revestimento e substrato em comparação à adesão de revestimentos depositados em materiais não nitretados (NICKEL et al., 2000).

2.5.2 Pré-tratamentos realizados dentro do reator de revestimento

A limpeza do substrato por bombardeamento de íons gerados por arco catódico é um passo importante nas técnicas de evaporação PVD. O objetivo é alcançar e promover adesão de alta qualidade e confiável de revestimentos (CREASEY et al., 1997).

Uma camada de Ti bombardeada no substrato de metal duro por vários minutos antes do crescimento do filme de nitreto de titânio ou TiAlN melhora a adesão. O bombardeamento de íons de Ti viabiliza a formação de uma camada amorfa e, uma vez que o Ti é um metal muito reativo com o oxigênio, a camada provavelmente é composta de TiO ou TiO₂ (SUZUKI et al., 1998). A origem da melhoria da adesão é que o Ti possui uma forte afinidade com as camadas de óxido remanescentes na superfície do substrato e ainda alivia as tensões de cisalhamento na interface (KWON et al., 2005).

A reatividade do titânio dissolve os contaminantes da superfície tais como óxidos e, além disso, a existência de uma camada intermediária de titânio ajuda a reduzir a disparidade das propriedades mecânicas na interface entre revestimento e substrato pela adição de um terceiro elemento, minimizando o gradiente de tensões na interface (GERTH et al., 2008).

Com o objetivo de melhorar a adesão é comum utilizar o Ti como uma camada metálica intermediária, porém Mo e Nb são melhores que o titânio quando o substrato é de aço rápido. No processo de deposição com um inadequado pré-tratamento, a habilidade da camada intermediária de dissolver possíveis contaminantes superficiais pode ser crucial para a adesão. Num processo controlado, limpo, a função da camada intermediária é reduzir ou minimizar as tensões na interface.

Tais tensões podem crescer em função da temperatura, mas também podem surgir em função da diferença de propriedades entre revestimento e substrato quando o sistema é exposto a deformações externas. Desta forma, para se viabilizar uma adesão satisfatória, o coeficiente de expansão térmica da camada intermediária não deveria se desviar muito do coeficiente de expansão térmica do sistema (GERTH et al., 2008).

Uma boa alternativa para melhorar a adesão entre o revestimento TiN e substrato WC-Co, é a introdução de uma camada fina de Ti entre o filme e o substrato. O Co se difunde em direção à superfície externa do substrato e forma uma fase composta de Ti e Co, uma vez que os dois elementos são parcialmente solúveis entre si. Este fenômeno induz uma ligação forte entre a camada de revestimento e o substrato. Além disso, a adesão entre o revestimento e o substrato é fortemente afetada pela morfologia da superfície do revestimento e pela rugosidade do substrato (KIM et al., 2003.)

Um filme metálico de TiAl pode também ser depositado como uma camada intermediária para promover melhor adesão entre o filme e o substrato. Este procedimento tem sido usado com sucesso com diferentes nitretos e particularmente com TiAlN aplicado em ferramentas de corte. A interface entre TiAl e TiAlN é indistinguível. Uma interface semi-coerente provavelmente se forma porque as duas camadas têm uma orientação preferencial de crescimento similar (111) e parâmetros de rede cristalina próximos. A ligação entre TiAlN e o TiAl poderia ser creditada à difusão do nitrogênio. O comportamento de desgaste do filme de TiAlN é substancialmente melhorado pela utilização da camada intermediária de TiAl. A resistência ao desgaste do revestimento de TiAlN com a camada intermediária de TiAl é afetada primariamente pela sua resistência adesiva.(LII et al., 1998).

Uma fina camada interfacial de cobalto melhora a adesão entre o revestimento de nitreto de titânio e o substrato de WC-Co. No ensaio de adesão a carga crítica está diretamente associada à espessura da camada interfacial de cobalto e o valor máximo atingido no ensaio está diretamente relacionada a uma espessura crítica de 0,027 μm . A vida da ferramenta na qual foi introduzida uma camada interfacial de cobalto é 36% superior quando comparada a ferramentas revestidas tradicionalmente. A camada interfacial de cobalto aumenta a carga crítica do ensaio de riscamento e promove a redução da tensão de cisalhamento entre o TiN e o substrato de metal duro (KWON et al., 2005).

2.5.3 Pré-tratamentos para revestimento de diamante

O cobalto existente na superfície de metal duro promove a formação de fases do carbono diferentes do diamante, deteriorando a qualidade do revestimento e adesão entre o revestimento e o substrato. A alta solubilidade do carbono no cobalto e o fato de que o grafite é a fase termodinamicamente estável do carbono nas condições de deposição, gera fases diferentes do diamante sobre o substrato de metal duro. Isto resulta na formação de grafite na interface entre o revestimento e o substrato durante o resfriamento que ocorre a partir da temperatura de deposição. O cobalto pode difundir-se para a superfície rapidamente e cobrir as fases de diamante nucleadas sobre o WC e inibir o seu crescimento. (MALLIKA et al., 1999).

O ataque com HNO_3 para remover o cobalto da superfície é efetivo na melhoria da nucleação dos grãos de diamante no substrato de WC-Co (MATSUBARA et al., 1990). O uso de uma solução diluída de 10% de ácido nítrico permite uma melhor adesão de filmes de diamante em função de um melhor travamento mecânico (NARAYAN et al., 1995). O lixamento, seguido de um ataque químico de $\text{HNO}_3 + 3\text{H}_2\text{O}$ e uma limpeza em ultrassom com partículas de diamante gera substratos com menos de 1% de cobalto (PAN et al., 1994). A solução ácida ($\text{HCl} + \text{HNO}_3 + \text{H}_2\text{O}$) na proporção 1:1:1 reduz o cobalto superficial e gera boa morfologia do revestimento (SARANGI et al., 2008). O ataque químico cria uma condição de rugosidade na superfície que facilita a nucleação de diamante sem promover ataque aos grãos de WC (SAHOO, 2002).

A figura 2.8a mostra um processo de duas etapas em que uma solução de Murakami é usada para atacar o WC, aumentando a rugosidade da superfície do substrato, e posteriormente o cobalto remanescente é atacado com uma solução de ácido Caro ou uma solução de ácido nítrico, ou ainda a água régia (POLINI, 2006).

As camadas intermediárias (figura 2.8b) devem cobrir o substrato e encapsular o Co. A camada intermediária deve possuir baixo coeficiente de expansão térmica para reduzir as tensões na interface. Multicamadas tornam possível a otimização das influências críticas na adesão, difusão do cobalto, tensões mecânicas e densidade de nucleação independentemente (DEUERLER, 1996).

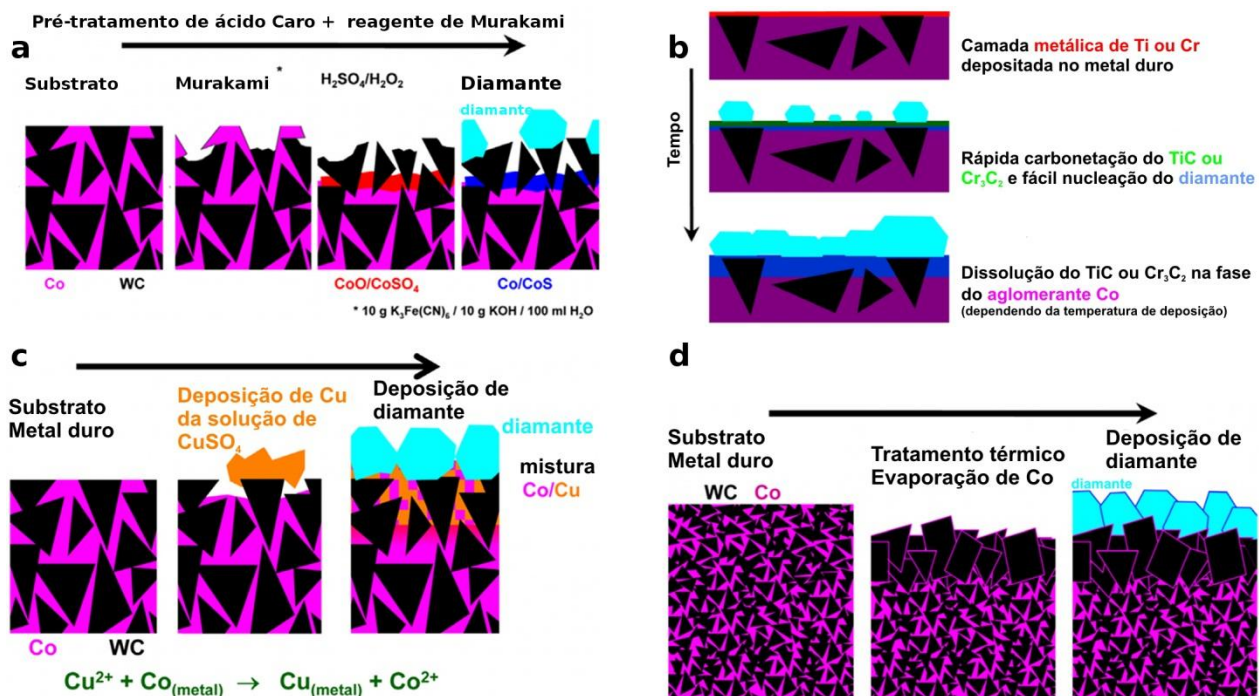


Figura 2.8 Principais técnicas de remoção do cobalto da superfície de WC-Co para aplicação de revestimento de diamante. (a) ataque em duas etapas de ácido Caro + reagente de Murakami. (b) interposição de camadas intermediárias. (c) tratamento com solução de CuSO₄. (d) tratamento térmico do substrato (HAUBNER et al., 2010).

A deposição de camadas intermediárias nanométricas de metais influencia a nucleação e crescimento de diamante, protegendo contra a ação do Co. Durante o crescimento de camada de diamantes a camada metálica intermediária é dissolvida no substrato de metal duro permitindo ao Co alcançar a interface. Nesta fase, o Co não pode influenciar o crescimento de diamante, porém toca o diamante na interface com o substrato (KÖPF et al., 2001). O titânio facilita a formação de carbeto e a difusão de carbono no titânio é alta levando a uma maior densidade de nucleação de diamante quando comparado com camadas intermediárias de TiC e TiN (SARANGI et al., 2008). O filme de PVD CrN melhora em muito as propriedades do revestimento de diamante, como a resistência ao desgaste abrasivo. A boa adesão do diamante nos filmes intermediários de Cr depositados por PVD poderia ser causada pela formação de carbeto de Cr durante a aplicação do revestimento superior de diamante por CVD (POLINI, 2006). O tratamento superficial com

uma solução de CuSO_4 (figura 2.8c) envolve uma combinação de ataque e deposição adicional de um material na superfície do metal duro. Neste caso o Co é atacado e Cu depositado. Esta reação é conhecida como cementação. Durante a deposição do diamante, o Cu dissolve no aglomerante cobalto gerando uma interface homogênea (SOMMER et al., 2000).

O tratamento térmico do substrato de metal duro (figura 2.8d) reduz a concentração de cobalto na superfície e aumenta a rugosidade superficial. A rugosidade superficial é influenciada pela temperatura em função da evaporação do cobalto e pelo crescimento dos grãos de WC. A adesão da camada de diamante é similar à camada depositada em substratos submetidos ao reagente de Murakami. (ULLRAM et al., 2006)

2.6 Pós-tratamento do substrato

O micro jateamento de filmes de PVD bem aderidos ao substrato de metal duro melhora a resistência ao desgaste das ferramentas. Devido a uma dureza igual ou pouco superior ao dos grãos do material abrasivo (Al_2O_3), o revestimento sofre apenas uma leve deformação e uma ação abrasiva pode ser descartada. A expectativa é que o micro jateamento do revestimento não afete a morfologia da superfície uma vez que os dados de rugosidade são praticamente inalterados após a operação de micro jateamento. A pressão de jateamento altera a relação entre a tensão atuante no filme durante a usinagem com a tensão máxima admissível e desta forma melhora a resistência ao desgaste do revestimento (BOUZAKIS et al., 2005a) Porém o micro jateamento do revestimento não muda a adesão do filme. O micro jateamento do filme de revestimento melhora as propriedades de resistência do filme enquanto que propriedades como integridade de superfície e adesão mantêm-se praticamente inalteradas (BOUZAKIS et al., 2005b).

2.7 Fundamentos da interação do laser com os materiais

Para se compreender as limitações e possibilidades do processamento de materiais com laser é necessário compreender a física da interação do laser com a matéria. Quando o laser incide sobre o material, a energia do laser sofre a primeira interação com os elétrons livres. A fração de energia absorvida se propaga através das camadas do subsistema dos elétrons e é transferida para a estrutura cristalina. Existem três escalas de tempo características que são fundamentais para compreensão dos fenômenos envolvidos no processo. O tempo de resfriamento do elétron, T_e , o qual é da ordem de 1 ps; o tempo de aquecimento da estrutura cristalina – T_i e o tempo de duração do pulso do laser – T_l . As escalas de tempo T_e e T_i são proporcionais às respectivas capacidades térmicas, divididas pela mesma constante, e a capacidade térmica do elétron é muito menor que a capacidade térmica da estrutura cristalina. Portanto, $T_e \ll T_i$. O tempo de duração do pulso laser enquadra-se em uma das três diferentes escalas:

Primeiro caso: $T_l > \text{milissegundo} \gg T_i \gg T_e$, onde T_l é da ordem de milissegundos ou mesmo infinito no caso de lasers contínuos. Esta escala de tempo é muito maior que o tempo de interação da energia elétron-estrutura cristalina, viabilizando a transferência de calor. As leis clássicas de transferência de calor são plenamente apropriadas para modelagem destes processos de fabricação com laser. Ocorre a fusão e o material é afetado termicamente. O corte a laser que é aplicado a materiais é o processo mais comum nesta faixa de tempo. No corte a laser, o mecanismo primário de remoção de material é a fusão, com o material fundido sendo ejetado (transportado) pela assistência de um jato de gás.

Segundo caso: $T_l > \text{nanossegundo} \gg T_i \gg T_e$, onde T_l é da ordem de nanossegundos. Neste caso a energia absorvida pelo elétron tem tempo de ser transferida para a estrutura cristalina. O elétron e a estrutura cristalina podem atingir o equilíbrio térmico. O principal mecanismo de perda de energia é por condução no sólido. Como resultado da interação laser, o material primeiro funde, e quando o feixe é potente o suficiente, ocorre evaporação a partir do estado líquido. A zona afetada pelo calor nesse processo é muito menor que no caso anterior. A

furação, a gravação e a marcação a laser são processos típicos desta escala de tempo no qual uma pequena fusão é seguida pela rápida evaporação. Em lasers chaveados com largura de pulso da ordem de nanossegundos, o mecanismo primário de remoção de material é ablação, mas uma fusão substancial estará presente quando a interação ocorre com materiais metálicos.

Terceiro caso: $T_l \ll T_e \ll T_i$, onde T_l é da escala de femtossegundos ($1\text{fs} = 10^{-15}\text{s}$), a duração do pulso é menor que o tempo de resfriamento dos elétrons e transferência para a rede. Os elétrons são aquecidos instantaneamente, então, por volta de 1ps, transferem sua energia para os íons positivos da estrutura. Quando a intensidade de energia é alta o suficiente, o que normalmente é verdade para lasers de pulsos ultrarrápidos, estes íons adquirem energia suficiente para quebrar a energia de ligação da estrutura cristalina. A ligação é quebrada instantaneamente sem que haja tempo de transferência de energia para os íons vizinhos da estrutura. Desta forma a sublimação ocorre. A condução de calor pode ser negligenciada e a zona termicamente afetada é enormemente reduzida. Uma vez que a transição direta de sólido para vapor é viabilizada, uma precisa remoção de material é possível. Praticamente todos os materiais podem ser removidos nesta escala de tempo e a absorvidade (capacidade de uma substância absorver a luz) torna-se independente do comprimento de onda (YAO et al., 2005).

2.8 O fenômeno da ablação

A ablação a laser é um efeito coletivo, muito mais que uma sequência de colisões entre átomos ou moléculas. A complexidade e diversidade dos processos envolvidos na ablação por laser, ou seja, a excitação molecular provocada pela absorção do laser, a transferência de energia das moléculas excitadas para os modos interno e translacional do sólido, desintegração do material e ejeção explosiva, juntamente com os processos envolvidos na interação do laser com a pluma formada, impedem a descrição analítica do fenômeno. Mesmo uma imagem qualitativa de ablação por laser não foi estabelecida. Modelos analíticos baseados em tão diversas suposições como a flutuação térmica de moléculas da superfície e sublimação, mudança instantânea e explosiva de um estado adsorvido numa superfície para o estado gasoso ou líquido devido a uma

transição de fase de não equilíbrio, ou gradiente de pressão crítica são usados para explicar observações experimentais. O entendimento atual da ablação por laser é, portanto, fragmentado (ZHIGILEI et al., 1998).

Inicialmente, a energia do laser é absorvida como energia interna. Esta energia é transformada em energia de movimento de translação dos átomos no sistema gerando assim energia térmica e, desta forma, promovendo a elevação da temperatura. O aumento de temperatura é mais rápido do que o relaxamento mecânico no sistema. Portanto, o aquecimento ocorre praticamente a volume constante e, desta forma, a pressão aumenta. Em função da absorção de fótons, quando o gradiente de pressão na direção perpendicular à superfície excede a resistência mecânica do material, ocorre uma ruptura explosiva e átomos do material são ejetados de uma fração significativa da região irradiada. Próximo deste limiar de ruptura do material devido ao acúmulo de pressão ocorre fragmentação explosiva ou a ablação de grandes agrupamentos moleculares. Além do acúmulo de pressão devido ao confinamento inercial, o rápido aumento da energia térmica pode levar a um superaquecimento do sistema muito além do ponto de ebulição. Há uma série de importantes consequências do superaquecimento. Primeiro, quando o sistema é aquecido próximo à temperatura crítica, ele sofre uma explosão de fases (ebulição explosiva) em que a matriz se decompõe em uma mistura gasosa composta de unidades moleculares e aglomerados de moléculas. A fração de moléculas individuais está relacionada ao grau de superaquecimento e aumenta com a fluência do laser. Em segundo lugar, a explosão aumenta a pressão em uma região onde ela já é elevada devido ao aquecimento a volume constante do sólido. Em terceiro lugar, a explosão fornece resfriamento rápido da pluma ejetada em curto período de tempo (ZHIGILEI et al., 1998).

2.9 O tratamento de superfícies de metal duro com laser.

O tratamento de superfícies de WC-Co com feixe de laser é uma técnica sem contato, na qual ocorre uma grande transferência de energia em uma região bem delimitada pelo diâmetro de focalização do laser. Os processos de absorção ocorrem na superfície do metal duro e, portanto, a

sua refletividade desempenha um papel importante na eficiência de acoplamento da energia do laser. A energia absorvida localmente leva a um aumento localizado da temperatura, podendo ser seguido por mudanças de fase (fusão, vaporização). O rendimento destas transformações depende de parâmetros do laser (fluência, comprimento de onda, características temporais), das propriedades térmicas e também da condição da superfície que afetam a refletividade do alvo de WC-Co (DUMITRU et al., 2005).

2.9.1 A ablação do metal duro

Em vácuo, a ablação de uma superfície virgem de metal duro dá origem à geração de elementos altamente energéticos. Após o tempo de interação de 10 ns, a emissão de plasma é detectada a uma distância de alguns milímetros a partir da superfície do alvo, provando a existência de elementos com velocidades da ordem de 10^7 cm/s. Estes elementos altamente energéticos são observados apenas durante os primeiros tiros de laser e tendem a desaparecer rapidamente após a aplicação de poucos pulsos sucessivos. O número exato depende da fluência do laser. Comparada com a ablação em vácuo, a dinâmica de expansão da pluma de plasma induzido por laser em uma superfície de metal duro imersa em uma atmosfera de hélio em baixa pressão, mostra que a intensidade de emissão de elementos do plasma altamente energéticos é fortemente aumentada. Isto é atribuído às colisões dos elementos extraídos da superfície com os átomos do gás. Na pressão de 500 Pa, o caminho médio livre de átomos ou íons de metal é da ordem de 1 mm. A intensidade de emissão deste componente altamente energético diminui rapidamente em função do tempo. O segundo componente do plasma apresenta a máxima intensidade a uma distância entre 0,5 e 1 mm. Propaga-se com uma velocidade de 10^6 cm/s que é típica de átomos e íons produzidos na ablação de metais com lasers de fs. O componente mais lento tem uma velocidade de expansão da ordem de 10^4 cm/s e é observado em alturas superiores a 1 mm. A altura total da pluma em atmosfera de hélio é superior a 6 mm após um tempo de interação de 870 ns de uma superfície virgem de metal duro com pulsos de laser de Ti:safira com largura de pulso de 100 fs (BRUNEAU et al., 2004).

2.9.2 A influência da densidade de energia

Uma combinação adequada de fluência do laser e número de pulsos deverá ser aplicada sobre uma superfície de metal duro quando se almeja remover seletivamente o cobalto da superfície com a ablação provocada por laser pulsado. A fluência com laser de ultravioleta ($\lambda = 308 \text{ nm}$ $\tau_p = 30 \text{ ns}$) deve ser mais alta que 1 J/cm^2 e menor que 4 J/cm^2 para seletivamente remover o cobalto da camada superficial do metal duro. Sob fluências elevadas, o metal duro exibe um padrão irregular de fusão, apresentando muitos furos para escape de gases com tamanho médio de 3 a 5 μm dispersos na superfície. Estes furos são gerados provavelmente pelo escape de gases que se originaram de um violento processo de ablação que também transportou o tungstênio e o cobalto (LI et al, 2001b). Feixes de laser excimer ou lasers industriais chaveados com fluências em torno de $2,5 \text{ J/cm}^2$ são adequados para promover a remoção seletiva de cobalto, promovendo assim o aumento da adesão de filmes de cobertura de diamante aplicados posteriormente sobre a superfície tratada a laser (DUMITRU et al., 2005).

Comparando amostras irradiadas com pulsos laser de CO_2 ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$ e $\tau_p = 80\text{ns}$) com amostras irradiadas com laser de ArF ($\lambda = 193 \text{ nm}$ e $\tau_p = 30 \text{ ns}$), aparentemente o laser de CO_2 é mais efetivo na remoção de cobalto, promovendo também maior dano ao substrato em função das altas fluências empregadas em comparação ao laser ArF (CAPPELLI et al., 1999)

Furos em metal duro podem ser realizados através da focalização de um laser de safira pulsando a 1 kHz num diâmetro de focalização de 25 μm com fluências de 2, 5 e 10 J/cm^2 . Valores tão altos de fluência como 10 J/cm^2 deste laser de pulsos curtos ($\tau_p = 100 \text{ fs}$) corresponde a um valor de densidade de potência ligeiramente inferior a 10^{14} W/cm^2 , maior que o limiar necessário para formação de um plasma explosivo no ar ($\sim 10^{13} \text{ W/cm}^2$). Nestes casos, a formação do plasma na proximidade do plano focal induz no feixe espalhamento e dispersão, reduzindo a fluência no centro do feixe e o rendimento de ablação, provocando ainda instabilidades no processo de furação e na precisão da forma do furo (DUMITRU et al., 2004). Análises metalográficas nas paredes dos furos realizadas com este laser não mostraram nenhuma alteração metalúrgica quando a fluência era de 2 e 5 J/cm^2 (DUMITRU et al., 2003).

Para usinagem de formas efetivas e micro geometrias de relevos e rebaixos, os valores na faixa de 10 a 20 J/cm² (com densidades de potência associados de 0.5–1 x 10⁹ W/cm²) promovem bons resultados. A usinagem de metal duro com laser com tempo de pulso da ordem de fs com fluência de 2 J/cm² leva a uma completa ausência de zonas termicamente afetadas. É importante observar que a densidade de energia pode ser ajustada pela escolha de parâmetros da ótica integrada tais como filtros, expansores de feixe, objetivas de focalização (DUMITRU et al., 2005).

2.9.3 A influência do comprimento de onda

Há uma forte relação entre o comprimento de onda do laser usado no processamento e a fração de energia que é absorvida pelo material. Dependendo da estrutura eletrônica, os materiais exibem um comportamento específico de absorção em diferentes comprimentos de onda incidentes. Uma regra comum e frequentemente válida para superfícies metálicas e cerâmicas é que quanto mais curto o comprimento de onda, maior a absorção. Em particular para o metal duro, a absorção varia de 76-77% para um comprimento de onda de 1064 nm até 85% para um comprimento de onda de 355 nm. Como o diâmetro de focalização é proporcional ao comprimento de onda do laser, deve-se considerar que um comprimento de onda três vezes menor leva a um diâmetro de focalização três vezes menor e uma densidade de energia e de potência nove vezes mais elevada (DUMITRU et al., 2005).

2.9.4 A duração do pulso, propriedades térmicas e remoção seletiva do cobalto

Na avaliação da influência do tempo de duração do pulso, deve-se levar em conta os tempos de interação laser/material. Um feixe de laser incidente na superfície gera um campo elétrico intenso localizado abaixo da área iluminada. Os elétrons são acelerados por este campo,

ganham energia cinética e, em função da mobilidade, colidem com a estrutura cristalina atômica para a qual transferem a sua energia. A energia vibracional dos átomos da estrutura cristalina é transformada em aquecimento do material e em mudanças de fase. Esta cadeia de transferência de energia fótons-elétrons-phonos (quantum de energia vibracional do movimento oscilatório atômico na rede cristalina) necessita de em torno de 1ps em metais e um valor um pouco mais alto em cerâmicos. Este tempo de termalização é crítico na determinação de efeitos de diferentes tempos de duração de pulso e na discussão de suas particularidades no processamento de materiais. Na interação com o metal duro, para os pulsos laser de duração de ns, a transferência de energia ocorre em condição de equilíbrio térmico durante o pulso. A remoção de material desenvolve-se basicamente através de fusão e vaporização e nestes casos as propriedades térmicas dos grãos de metal duro e do aglomerante cobalto desempenham um papel importante. Estes materiais exibem condutibilidades térmicas comparáveis, (WC: 60–80 W/m K, Co: 70–75 W/m K), mas apresentam diferentes comportamentos na fusão. O ponto de fusão de Co puro situa-se em 1495° C e sua temperatura de ebulição, de 2927° C, situa-se nas proximidades da temperatura de fusão do WC, que é de 2870° C. Ainda assim, a fusão parcial da fase do aglomerante inicia-se em 1250-1300° C devido a uma reação eutética. A temperatura de fusão do binário eutético WC-Co encontra-se em 1310° C, enquanto que a temperatura eutética do composto ternário W-C-Co é de 1280° C. Posteriores acréscimos de temperatura promovem a dissolução adicional do WC e fusão completa do Co. Ao mesmo tempo, os grãos menores de WC dissolvem-se no líquido e se precipitam novamente formando grãos maiores de WC. De acordo com estas propriedades características do WC-Co, a fase Co funde, vaporiza-se em primeiro lugar e a ablação do material ocorre principalmente pela remoção seletiva do aglomerante. Desta forma os grãos de WC podem ser removidos pela ejeção do Co fundido ou pelos vapores de Co. Para altas densidades de energia, temperaturas que ultrapassam o ponto de fusão do WC podem ser alcançadas e, nestes casos, grãos maiores podem surgir a partir da fusão de WC (DUMITRU et al., 2005).

Quando a superfície do metal duro é irradiada por um feixe de laser pulsado, desenvolvem-se tensões térmicas durante o ciclo de aquecimento e resfriamento devido à rápida expansão da região irradiada. Dependendo das propriedades do material do metal duro e da energia de pulso do laser e da sua duração, níveis de tensões bem superiores ao limite de elasticidade podem ser

gerados. Estas tensões podem resultar em deformação plástica e geração de trincas na região irradiada pelo feixe de laser. Isto é particularmente verdadeiro para os compostos de carbetos, devido a altas temperaturas de fusão e baixa condutividade térmica, que dão origem aos elevados gradientes de temperatura. Grandes tensões residuais ocorrem devido à diferença entre os coeficientes de expansão térmica do aglomerante e das fases de carbetos. Por simulação numérica pode-se mostrar que o gradiente de temperatura nos carbetos de titânio e carbetos de tântalo que podem estar presentes na composição do metal duro é superior ao gradiente térmico do carbetos de tungstênio na proximidade da superfície. Em função das deformações térmicas, a formação de trincas torna-se possível. O fluxo de cobalto fundido que ocorre em direção à superfície livre pode promover o aumento da concentração superficial de cobalto (YILBAS et al., 2007).

Para um laser com comprimento de onda de 308 nm, com tempo de pulso de 20 ns e operando a frequência de 1 kHz, o limiar de ablação do cobalto puro é de 0.6 J/cm^2 e a taxa de ablação cresce linearmente até a fluência de 3 J/cm^2 . A taxa decai suavemente até fluência de 9 J/cm^2 . Para fluências maiores, o vapor resultante da ablação absorve a energia do laser emitido, reduzindo o aumento da taxa de ablação na superfície. Posteriores aumentos na fluência promovem aumento de ionização das partículas no vapor, induzindo a formação de um plasma. Este plasma induzido por laser leva ao aparecimento de uma blindagem que separa a superfície da energia incidente, impondo assim a saturação da taxa de ablação. Em função da atenuação do laser incidente pela pluma em expansão gerada pela ablação, a taxa de ablação é mais alta para pequenos diâmetros de feixe direcionados sobre a superfície (LI et al., 2001e).

Pulsos laser UV de 20 ns, com densidade de potência de 125 MW/cm^2 irradiados sobre uma superfície lisa de WC-Co promovem uma elevação da temperatura para 4500 K dentro de aproximadamente 15 ns. Como consequência, o cobalto será rapidamente evaporado, gerando vazios na superfície, enquanto os grãos de WC permanecem presos. Uma grande quantidade de energia absorvida é levada para fora da superfície pelo cobalto que evapora. Ao contrário, os grãos de WC serão parcialmente fundidos e passarão por um processo de crescimento. Dentro do intervalo de tempo de 40 ns, a temperatura da superfície cai de 4500 K para 2500 K, evidenciando que este processo é de rápido aquecimento e rápido resfriamento. O crescimento dos grãos de WC e a evaporação do cobalto promoverão a geração de picos e vales na superfície (LI et al., 2001c).

Enquanto a intensidade de picos de Co continua a declinar, o incremento do número de pulsos laser gera uma perda de carbono nos grãos de carbetos afetados pelo laser. Há uma transformação dos grãos originais de WC em fases não estequiométricas de carbetos como β -WC_{1-x}, α -W₂C, CW₃, e finalmente W (LI et al., 2001a). A partir desta transformação de estrutura cristalina, torna-se óbvio que há uma perda do elemento carbono durante os processos acumulativos de ablação, resultando na formação de um carbetos não estequiométrico e na formação do tungstênio. Este efeito poderia ser creditado primeiramente à sucessivas fusões dos grãos de WC pela irradiação pulsada que facilita a reação do carbono do carbetos de tungstênio com o oxigênio do ar para formar gases voláteis como CO ou CO₂ (LI et al., 2001d). Com ensaios de difração de raios X realizados em superfície texturizada com 32 passadas, com densidades de potência de 137 MW/cm² comprova-se a presença da fase β -WC_{1-x}, que evidencia mudanças estruturais e perda de carbono. À medida que a densidade de potência aumenta de 137 MW/cm² para 239, 273, 308 e 410 MW/cm², novas fases como α -W₂C, CW₃, mais pobres em carbono surgem na superfície do metal duro texturizado (ARROYO, 2009).

2.10 O processamento de materiais a laser assistido por água

A utilização da água no processamento laser de materiais tem por finalidade básica viabilizar a conversão de uma parte da energia da luz para a vaporização e para a formação do plasma com impulso mecânico. A formação de ondas de choque no líquido transporta fragmentos e partículas da superfície. A água também resfria a peça mais efetivamente que os gases e, em alguns casos, a água ou os produtos da sua dissociação reagem quimicamente com o material. Muitos destes efeitos podem também ser obtidos com outros líquidos neutros, mas a água é o meio mais comum, barato e seguro. A água também tem uma excepcional capacidade térmica. A maioria das pesquisas feitas sobre este assunto foi realizada com tempos de pulso de 10 – 100 ns usando excimer laser ou laser Nd:YAG. Há uma tendência de usar pulsos cada vez mais curtos para se obter melhores resultados, o que também em muitos casos requer uma baixa densidade de

energia de pico para obter o mesmo efeito A tabela 2.3 evidencia vantagens e desvantagens da utilização de processos laser assistidos com a água (KRUUSING, 2004).

Tabela 2.3 Comparação de processamento de materiais com laser assistidos com água (KRUUSING, 2004).

Vantagens do processo assistido com água	Desvantagens do processo assistido com água
O transporte da luz é possível ao longo do jato d água	A luz é absorvida pela água (o qual também pode ser útil) e pelos fragmentos produzidos durante o processamento
Alta pressão do plasma em função do confinamento	A luz pode ser espalhada pela superfície da água, elementos em suspensão e geração de bolhas.
A convecção da água/evaporação explosiva transporta os fragmentos gerados	Perda de potência em função do resfriamento da água
Resfriamento mais efetivo da peça e do material ejetado	Reações químicas danosas com a água
Utilidade de reações químicas com a água	Fotólisis da água -. Perigo de explosão
Redução de poluição atmosférica pelos gases e aerossóis	Processamento lento em função do longo tempo de relaxação do estado vaporizado da água
Elevado patamar de breakdown ótico quando comparado com o ar	Equipamento mais sofisticado
Pequeno ponto focal	Água e vapor são prejudiciais para a eletrônica

Na maioria dos casos de processamento de materiais com laser assistido por água (corte, limpeza, processamento por choque mecânico), é desejável que a água não absorva a luz. A transparência da água é maior na região de comprimento de onda da luz verde, nas frequências 511 e 532 nm. Quando se deseja alta absorção do laser em água recorre-se a lasers com comprimento de onda de 2940 nm e 2790 nm que podem ser transmitidos em guias de luz sólidos (quartzo ou vidro fluorzirconado).

Em função da absorção, a intensidade da luz decai à medida que ela se propaga dentro da água. O comprimento de absorção é superior a 10 m para comprimento de onda de 511 e 532 nm,

um pouco maior que 10 nm para comprimentos de onda de 1054 a 1064 nm e apenas 1 μm para comprimento de onda de 2940 nm medidos em água pura a 298 K.

2.11 Efeito da texturização a laser realizada em aço rápido no desgaste das ferramentas

Com o objetivo de avaliar o efeito da texturização a laser de superfícies de aço rápido na aderência de revestimento TiN, Neves *et al.* (2006) texturizaram discos de 15 mm de diâmetro e 5 mm de espessura antes da aplicação do revestimento. O laser usado para promover a texturização era um laser de Nd:YAG Q-switched que permitia variar a energia por pulso na faixa de 0.1 - 8 mJ, a largura de pulso de 100 a 600 ns, e a faixa de frequência de 1-50 kHz. O diâmetro focal do laser era de 0,08 mm. Testando diversos parâmetros de texturização uma condição que gerava adesão da camada sobre o substrato bem melhor que aquela que se tinha com tratamento convencional do substrato foi estabelecida. A figura 2.9 mostra os resultados do teste de indentação Rockwell C nas superfícies texturizada a laser e convencional em diversas condições de carga. Estas superfícies já tinham recebido a camada de cobertura. Vê-se nesta figura que, em qualquer condição de carga Rockwell C a superfície texturizada a laser mostrou menor dano na região fronteira à indentação, comprovando a maior aderência da camada de cobertura.

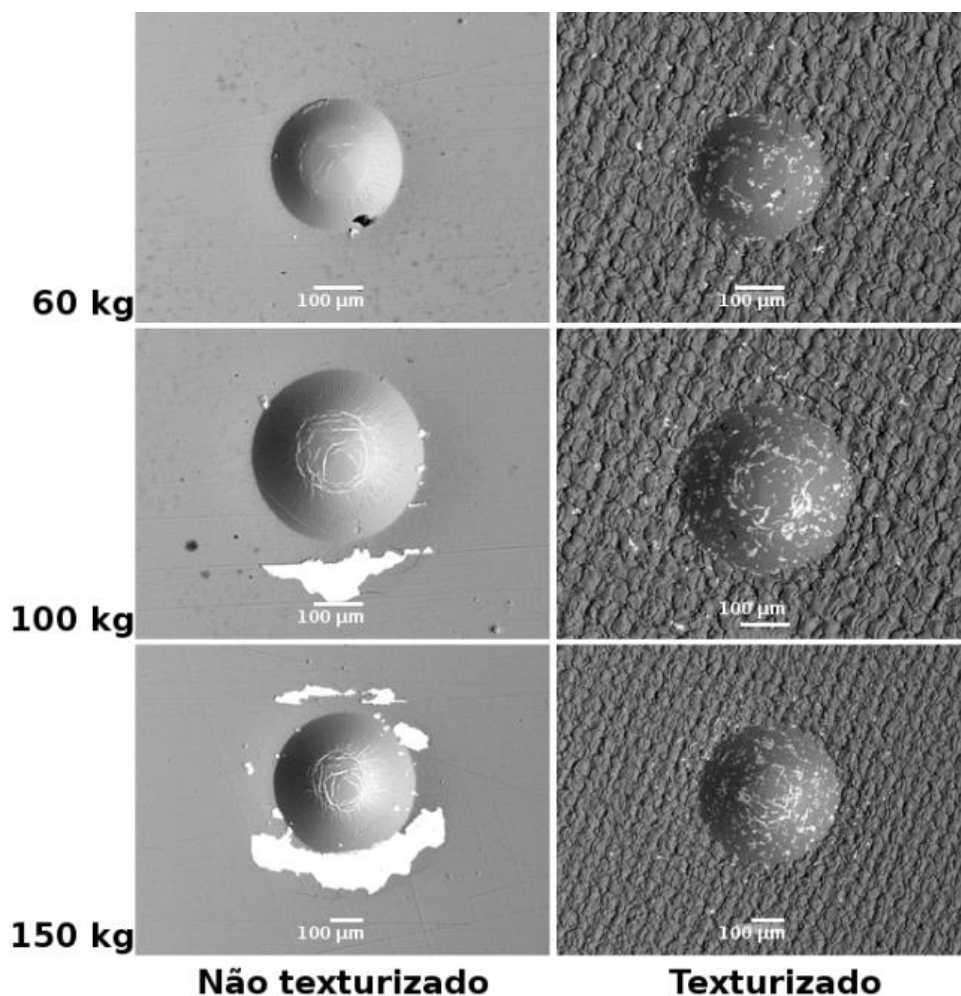


Figura 2.9 Efeito da texturização laser na adesão de TiN sobre o substrato de aço rápido (NEVES et al., 2006).

Utilizando um laser de CuHBr, que opera com taxa de repetição de 13,8 kHz, com potências médias variando de 0,5 a 6 Watts, com pulsos de duração da ordem de 30 ns e comprimentos de onda no visível: $\lambda = 510,6 \text{ nm}$ – verde, Ladário (2009) texturizou brocas de aço rápido de diâmetro de 6 mm nas superfícies de saída, folga e folga secundária até a intersecção com as arestas principal e secundária. A eficiência da texturização é notada a partir da potência de média de 1 W. A figura 2.10a mostra que numa superfície de aço rápido texturizada e revestida com TiN os contornos e relevos de uma poça de fusão são “copiados” pelo processo de

crescimento da cobertura. Os pontos brancos observáveis são macro gotículas oriundas do processo de evaporação.

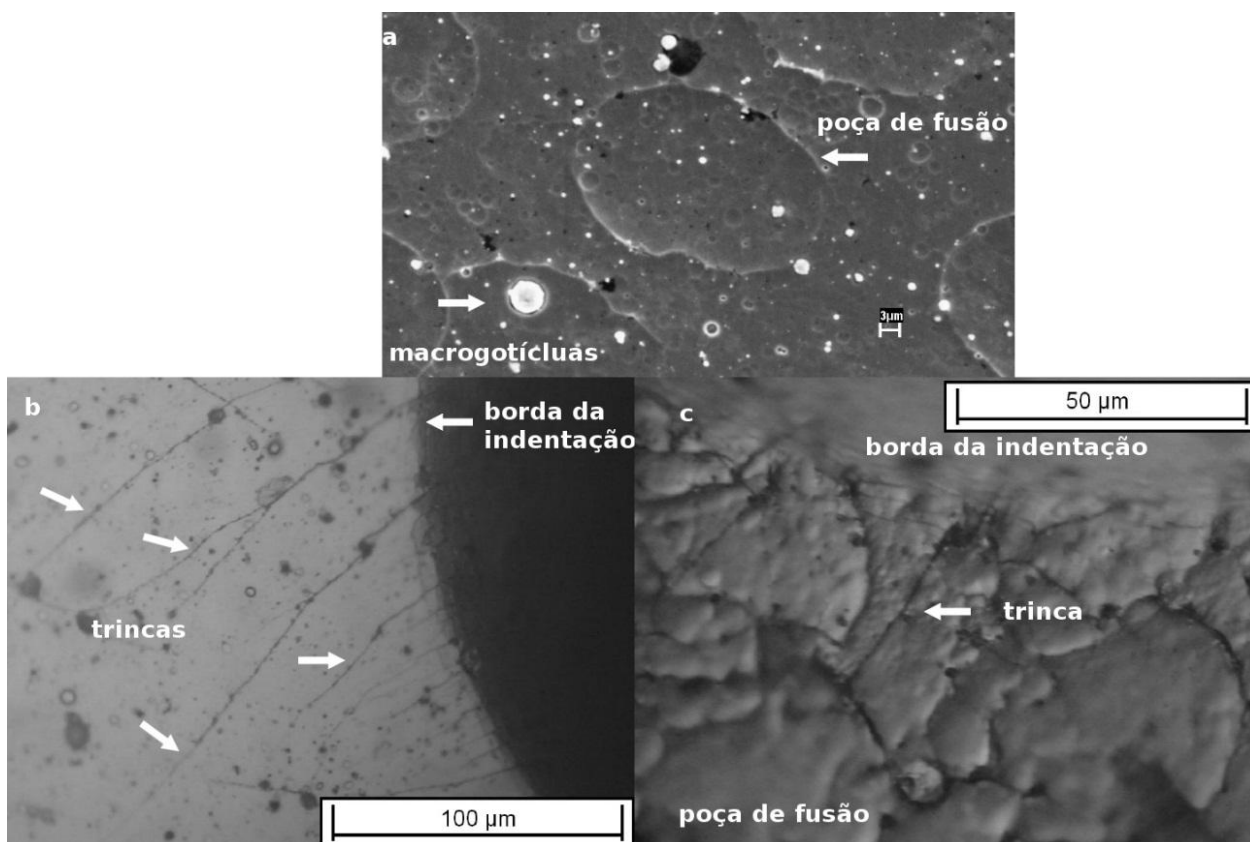


Figura 2.10 Efeito da texturização no aço rápido M2. (a) Poça de fusão resultante da texturização após aplicação do revestimento de TiN (b) Trincas oriundas do ensaio de indentação em aço rápido não texturizado (c) Redução de trincas oriundas do ensaio de indentação em função da texturização do aço rápido (LADÁRIO, 2009).

A figura 2.10b mostra numa superfície não texturizada o desenvolvimento de trincas nas bordas da superfície indentada. Não há obstáculos ao crescimento das trincas. Na figura 2.10c, a região da borda de indentação de uma superfície texturizada evidencia a presença de trincas cujo comprimento foi reduzido em função da ação de bloqueio provocado pela presença de poças de

fusão. A redução do tamanho médio das trincas é notável a partir da potencia de 2 W (LADÁRIO, 2009).

2.12 Texturização a laser realizada em metal duro

ARROYO (2009), utilizando o laser de CuHBr em cinco diferentes níveis de intensidade definidos no intervalo de 137 a 410 MW/cm² e número de texturizações crescendo exponencialmente de 2 a 256, gerou quarenta diferentes estados de superfície texturizadas em substrato de metal duro. Quando submetido à texturização, a morfologia do metal duro variou de acordo com a intensidade do feixe. Assim, foi possível controlar a rugosidade da superfície e produzir uma grande diversidade de topografias e estruturas de superfície através da intensidade e/ou da quantidade de pulsos do laser.

A figura 2.11 mostra a variação da morfologia da superfície em função intensidade de do laser na texturização.

Na intensidade mais baixa a ablação de material foi quase imperceptível(figura 2.11b e figura 2.11c). A intensidade de 273 MW/cm² provocou a formação de estruturas alinhadas com o deslocamento do feixe, uniformes de picos e vales superpostas com a presença de materiais solidificados e a formação de poros que sugerem abandono de gases a partir da superfície (figura 2.11d). Com intensidade de 308 MW/cm² canais orientados com o deslocamento do feixe tornam-se muito mais evidentes (figura 2.11e). Com intensidade de 410 MW/cm² a morfologia da superfície apresentou-se muito irregular figura (2.11f), resultado de violenta ablação (ARROYO, 2009).

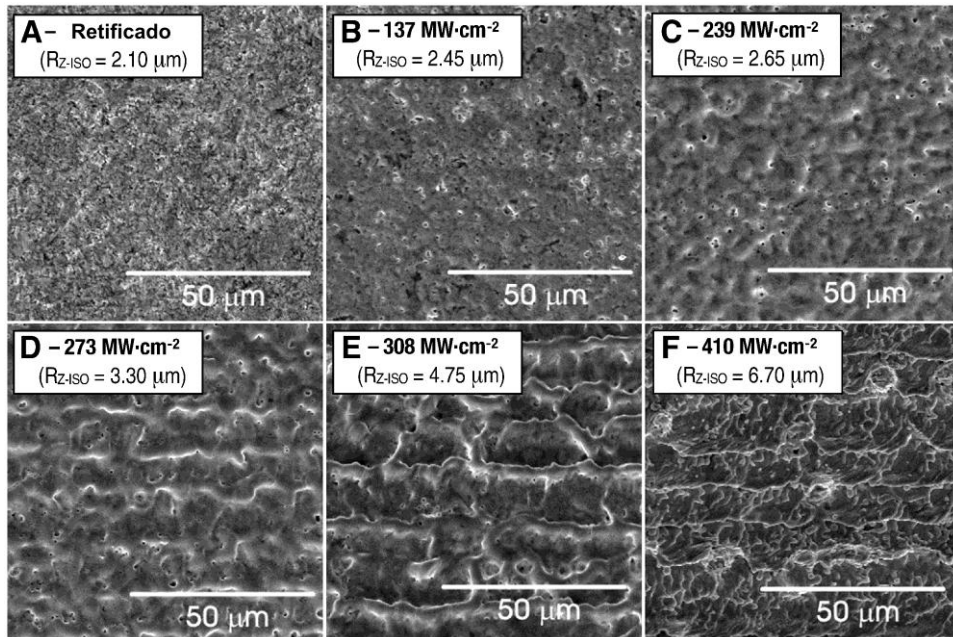


Figura 2.11 Efeito da intensidade do laser sobre a superfície de metal duro (ARROYO, 2010a).

(a) superfície padrão sem texturização. (b) superfície texturizada com irradiância de 137 MW/cm^2 . (c) superfície texturizada com irradiância de 239 MW/cm^2 . (d) superfície texturizada com irradiância de 273 MW/cm^2 . (e) superfície texturizada com irradiância de 308 MW/cm^2 . (f) superfície texturizada com irradiância de 410 MW/cm^2 .

Mantida intensidade fixa no valor $I_0 = 273 \text{ MW}/\text{cm}^2$ o aumento do numero de texturizações leva a uma formação de trilha na direção de avanço do feixe sobre a superfície, formando numerosos furos de sopro e com bordas paralelas formadas pelas ondas de material fundido deslocado e solidificado aos lados. A figura 2.12 mostra o efeito do número de texturizações na morfologia da superfície do substrato.

No substrato tratado com 256 pulsos (figura 2.12f) formou-se uma estrutura de fileiras de furos de periodicidade aproximadamente igual à distância entre centros da aplicação de pulsos sequenciais. O elevado número de texturizações pode explicar a formação destes furos, devido à intensa reflexão da energia laser no fundo dos vales formados inicialmente, produzindo vaporização localizada e ejeção de material pela pressão de retrocesso. Também é possível que

algumas bolhas provenientes da região abaixo da camada fundida tenham produzido tal aparência (ARROYO, 2009).

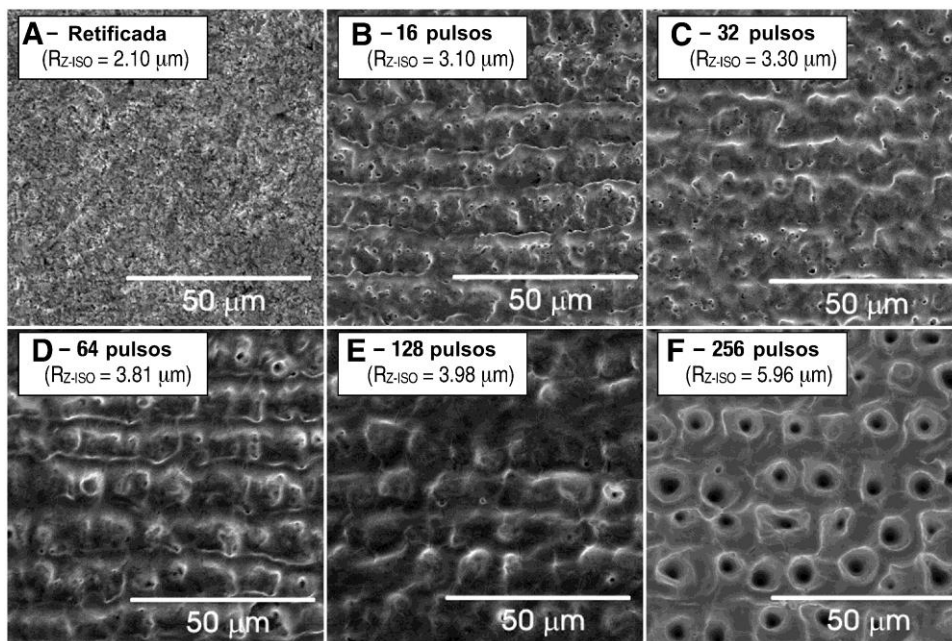


Figura 2.12 Comparação do efeito do número de pulsos (texturizações) na morfologia da superfície de metal duro (ARROYO, 2010a). (a) Superfície de referência. (b) 16 texturizações. (c) 32 texturizações. (d) 64 texturizações. (e) 128 texturizações (f) 256 texturizações.

A análise por difração de raio-X de substratos de metal duro texturizados a laser, com diferentes densidades de potência ($I_0 = 137, 239, 273, 308$ e 410 MW/cm^2 , com o número de 32 texturizações mantido constante) e com densidade de potência fixa de 273 MW/cm^2 com diferentes números de texturizações ($qp = 16, 32, 64, 128$ e 256), mostrou que houve o aparecimento e posterior incremento na altura e na quantidade de picos de fases que indicam uma perda de carbono pelo substrato em função da interação com o laser. Essas mudanças se deram pela formação de fases de carbeto não-estequiométricos $\beta\text{-WC}_{1-x}$, $\alpha\text{-W}_2\text{C}$ e W_3C na camada superficial dos substratos, uma vez que a superposição de pulsos de laser pode aumentar o efeito térmico acumulado que ocasionaria a transformação de fase do carbeto de tungstênio WC (ARROYO, 2009).

A textura jateada é caracterizada pelo seu aspecto “randômico” e a textura laser caracterizada pela distribuição semi-ordenada de picos e vales; o substrato modificado por jateamento apresenta uma menor rugosidade em relação ao substrato tratado com laser. O processo de deposição PVD dos revestimentos aumenta os parâmetros de amplitude dos dois substratos, jateado e laser. A textura jateada é mais isotrópica do que a textura provocada pelo feixe de laser. A superfície do substrato de metal duro após o jateamento apresenta uma isotropia de 75,4 %, enquanto que a superfície do substrato de metal duro após a modificação por feixe de laser apresenta uma isotropia de 38,7%. A textura da superfície jateada apresenta uma direcionalidade aleatória, enquanto que as superfícies texturizadas com laser apresentam uma direcionalidade da textura próxima dos 30° e 60°, revelando assim as posições de varredura do laser. O feixe de laser provoca uma maior direcionalidade da textura superficial do substrato em relação ao jateamento (VIANA, 2009).

A figura 2.13 mostra a perfilometria das superfícies dos substratos jateados (figura 2.13a) e texturizados (figura 2.13b) antes da aplicação do filme.

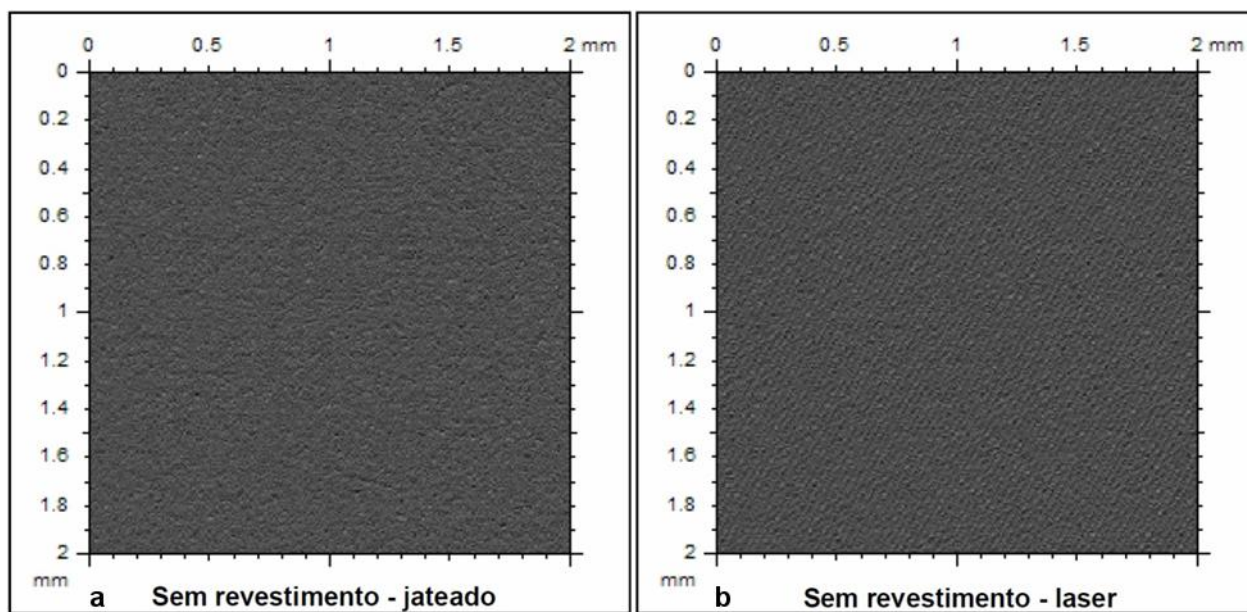


Figura 2.13 Perfilometria tridimensional das superfícies dos substratos. (a) substrato sem revestimento jateado. (b) substrato sem revestimento texturizado com laser. (VIANA, 2009).

Na texturização a laser pode-se observar os sentidos de direcionalidade do feixe na superfície. A perfilometria realizada após a aplicação dos revestimentos PVD apenas amplificou a característica de direcionalidade

Os ensaios de indentação Rockwell mostraram que a modificação superficial do substrato de metal duro por feixe de laser, anterior ao processo de deposição PVD, melhora a adesividade dos revestimentos quando comparado ao processo de jateamento. As áreas de delaminação dos revestimentos depositados nas ferramentas texturizadas a laser foram menores do que as áreas de delaminação dos revestimentos depositados nas ferramentas jateadas. Nas ferramentas jateadas, a delaminação dos revestimentos ocorre de maneira contínua nas bordas das indentações, ao passo que nas ferramentas texturizadas a laser, a delaminação dos revestimentos ocorre em pontos isolados (VIANA, 2009).

Nos ensaios de risco com carga progressiva as falhas dos revestimentos depositados sobre as ferramentas jateadas foram inteiramente de natureza adesiva, com a delaminação contínua dos filmes nas bordas das trilhas de desgaste. Já para as ferramentas texturizadas a laser as falhas dos revestimentos estão associadas, principalmente, ao lascamento dos revestimentos, ora com exposição do substrato de metal duro, ora apenas com a descamação do revestimento (VIANA, 2009).

A análise por difração de raio-X de substratos de metal duro texturizados a laser com irradiância de 683 MW/cm² comparada com a ferramenta jateada pode ser vista na figura 2.14. A Figura 2.14a mostra somente picos de energia correspondentes à presença de WC na superfície da ferramenta jateada. Já a figura 2.14b mostra picos de energia de WC e de óxido de cobalto CoO. Pode-se dizer que o jateamento foi mais eficiente na remoção do cobalto do que o laser, e o cobalto presente na superfície das ferramentas não é um fator preponderante para a adesividade dos revestimentos testados (VIANA, 2009).

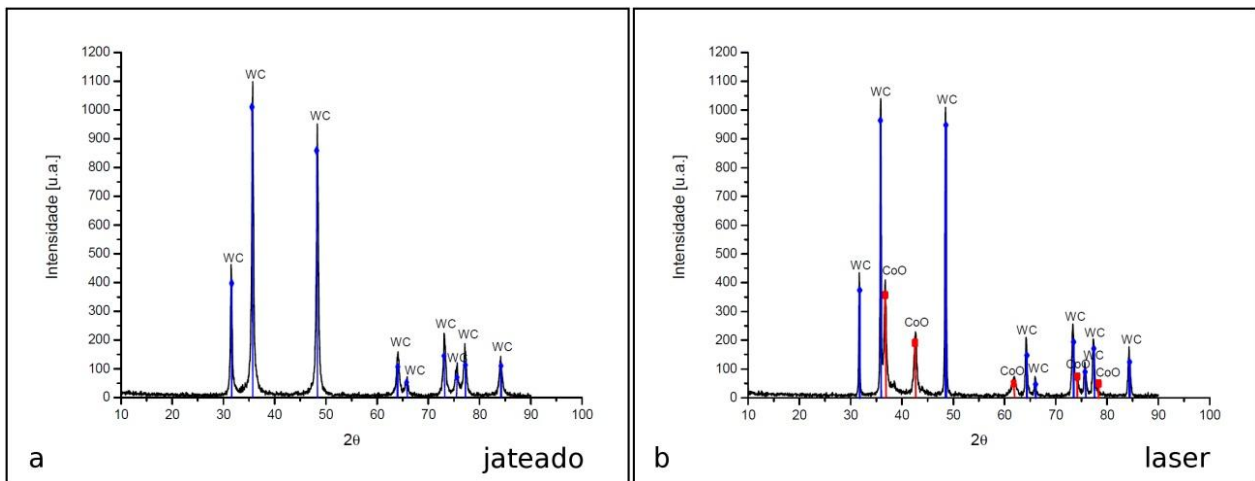


Figura 2.14 Difração de raios x de superfície de metal duro (a) superfície jateada. (b) superfície texturizada laser (VIANA, 2009).

2.13 Comparação das texturizações a laser e convencional.

A texturização a laser promove aumento da adesão de filmes de nitreto de titânio depositado pelo processo PVD em substratos de aço rápido M2 e, com isso promove uma vida maior da ferramenta quando comparada com outra ferramenta não texturizada trabalhando nas mesmas condições de usinagem. Em determinadas condições, para a mesma quantidade de furos, o desgaste de flanco máximo é reduzido à metade nas ferramentas texturizadas. A texturização, na medida em que diminui a taxa de crescimento do desgaste da broca, diminui também a variação da força de avanço e do momento de torção (NEVES et al., 2006).

A texturização é benéfica para a vida da broca, promove um uso maior da ferramenta, em comparação com outra não texturizada, independente do material usinado ser aço carbono ou aço inoxidável, mas os melhores resultados foram obtidos na usinagem do aço inoxidável. (LADÁRIO, 2009)

A texturização de brocas de aço rápido de diâmetro de 10 mm com o laser de Nd:YAG operando com $\tau_p = 100 \text{ ns}$, $f_l = 0.41 \text{ J/cm}^2$ e frequência de 1 kHz foi avaliada por ensaios

comparativos entre brocas texturizadas e não texturizadas na furação do aço inoxidável ABNT 304. Os resultados sumarizados na tabela 2.4 mostram as vantagens da texturização na vida das brocas.

Tabela 2.4 Resultado de ensaios de furação em aço ABNT 304 (NEVES et al., 2006).

vc	Superfície da broca	Número de furos	Condição da broca ao fim do ensaio
22 m/min	Sem texturização	100	Desgaste de flanco máximo= 0,21 mm
	Texturizada	100	Desgaste de flanco máximo= 0,11 mm
27,5 m/min	Sem texturização	14 - 17	quebra
	Texturizada	100	Desgaste de flanco máximo= 0,12 mm
33 m/min	Sem texturização	7 - 8	quebra
	Texturizada	70 - 100	Desgaste de flanco máximo= 0,09 mm

A adesão do recobrimento MT-CVD de $\text{TiCN}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{TiN}$ aplicado sobre as superfícies texturizadas a laser depende da morfologia da superfície. Duas condições de texturização foram eleitas considerando aspectos de morfologia e aderência do revestimento aplicado, para serem aplicadas em duas classes de pastilha que foram submetidas a ensaios de desgaste em fresamento de aço P20. A figura 2.15a e a figura 2.15b mostram que na usinagem, a vida das duas classes de ferramentas de fresamento texturizadas a laser foi estatisticamente igual à das ferramentas comerciais microjateadas. Isto significa que a texturização a laser pode, com parâmetros adequados, efetivamente ser considerada como um processo alternativo ao microjateamento na engenharia de superfície relacionada ao pré-tratamento do metal duro (ARROYO, 2010b).

A texturização a laser pode ser uma alternativa no tratamento do substrato de ferramentas de metal duro antes do processo de deposição do revestimento em substituição ao processo convencional por jateamento.

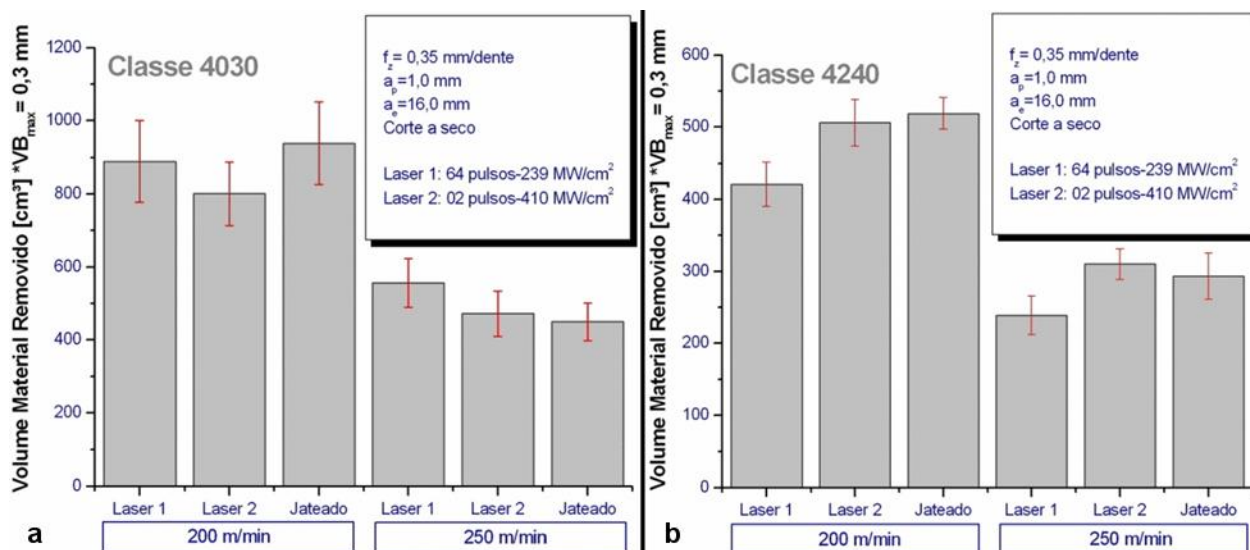


Figura 2.15 Vida comparativa de diferentes substratos jateados e texturizados a laser. (a) substrato classe 4030 Sandvik. (b) substrato classe 4240 Sandvik (ARROYO, 2009).

Os ensaios de vida no fresamento frontal de ferro fundido vermicular mostraram o melhor desempenho das ferramentas com textura laser, apresentando em média maiores volumes de material removido (figura 2.16). A maior vida ferramentas com textura laser pode estar relacionada a um maior travamento mecânico dos revestimentos sobre o substrato. Provavelmente, a modificação do substrato das ferramentas com feixe de laser garante uma padronização da textura, ao passo que o jateamento de partículas duras sobre o substrato cria uma orientação desordenada da textura, não garantindo pontos uniformes de ancoramento para os revestimentos (VIANA, 2009)

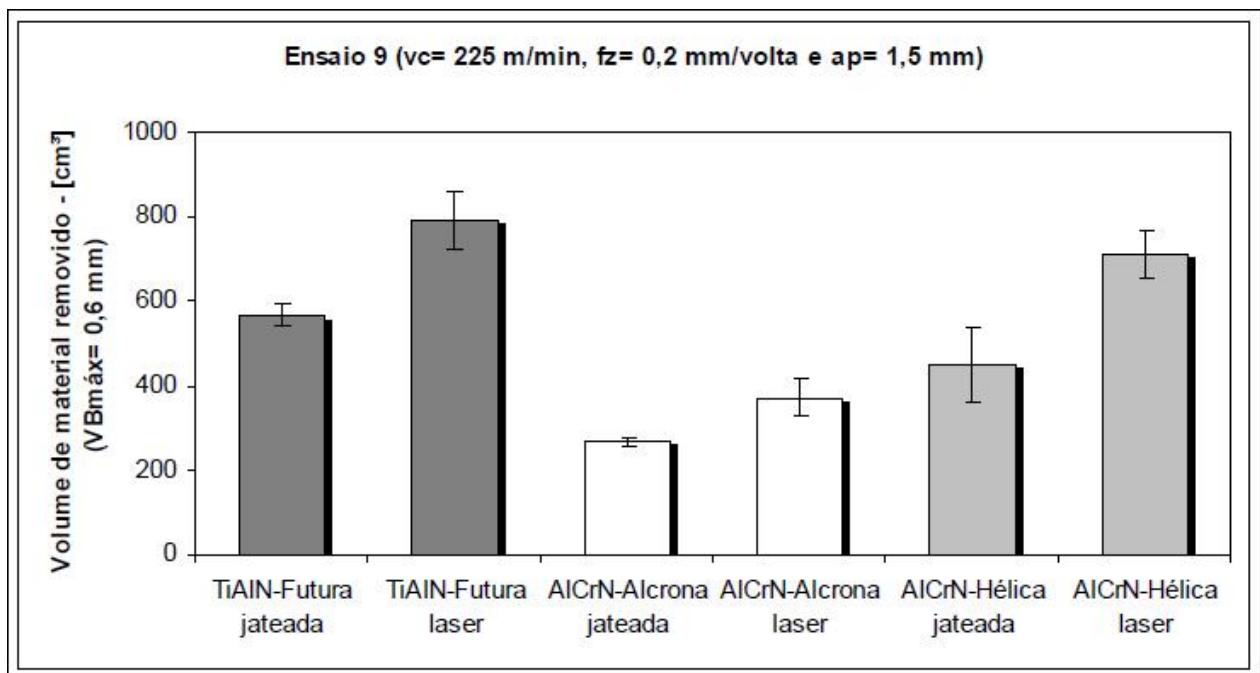


Figura 2.16 Comparação de desempenho de ferramentas de metal duro texturizadas a laser e jateadas e posteriormente revestidas (VIANA, 2009).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Materiais utilizados

3.1.1 Substratos de metal duro.

Substrato quadrado de 16 mm classe SANDVIK R262.22-1304 SMA P25 - utilizado para caracterizar como o processo de texturização afeta a rugosidade e a microestrutura do metal duro.

Substrato triangular destinado a fabricação da pastilha SANDVIK TNMG 16 04 08-QM 1005 retirado do processo produtivo antes da etapa que realiza a limpeza que antecede a aplicação do revestimento do filme de PVD TiAlN – utilizado para caracterizar a eficiência da texturização laser na adesão do revestimento de PVD

Substrato triangular destinado a fabricação da pastilha SANDVIK TNMG 16 04 08-PM 4225 retirado do processo produtivo antes da etapa que realiza a limpeza que antecede a aplicação do revestimento de camada tripla do filme de CVD composto por TiN + Al₂O₃ + TiCN – utilizado para caracterizar a eficiência da texturização na adesão do revestimento de CVD.

3.1.2 Matéria prima para ensaios de torneamento.

A matéria prima para o ensaio de torneamento consistiu de tarugos de aço ABNT 1045 de dimensões Ø100 mm x 250 mm normalizado, devidamente faceados e preparados para fixação placa e ponto. O sistema de fixação na máquina ferramenta garantia que o comprimento usinado nos ensaios de usinagem fosse limitado a 230 mm por passada.

3.2 Equipamentos utilizados

3.2.1 Fonte laser

Um sistema laser de Nd-YAG, dobrado em frequência e bombeado por diodos foi utilizado para texturizar as ferramentas usadas neste trabalho. O laser fabricado e comercializado pela empresa Coherent, Inc localizada em Santa Clara – CA. - EUA, opera em regime pulsado, com taxas de repetição de pulsos variáveis entre 5 kHz e 25 kHz. Neste intervalo de operação, a largura temporal do pulso de laser varia de 40 ns a 130 ns. A energia e a potência de pico dos pulsos de radiação variam com a taxa de repetição e a corrente de bombeamento dos diodos. O sistema é composto de uma fonte de potência, uma cabeça laser e um microcomputador de controle. As características operacionais do laser utilizado nas texturizações realizadas neste trabalho estão indicadas na tabela 3.1.

Tabela 3.1 Características do sistema da fonte laser.

Comprimento de onda	532 nm
Frequência de operação	Fixada em 10 kHz
Largura de Pulso	130 ns
Estabilidade da Energia	< 0,08 % rms
Diâmetro do feixe	5 mm nominal
Potência máxima do feixe	45 W

3.2.2 Sistema de texturização

A redução do diâmetro do feixe de 5 mm da fonte do laser para um diâmetro de 0,1mm incidente sobre a superfície a ser texturizada se dá através de um conjunto de espelhos e lentes que direciona o feixe para um sistema galvanométrico de varredura. Este sistema galvanométrico, esquematicamente detalhado na figura 3.1, é um conjunto monobloco que consiste de uma montagem de dois espelhos, cada um acoplado a um motor com detector de posição e uma lente de focalização que garantem o preciso posicionamento de um trem de pulsos de laser sobre a superfície da amostra.

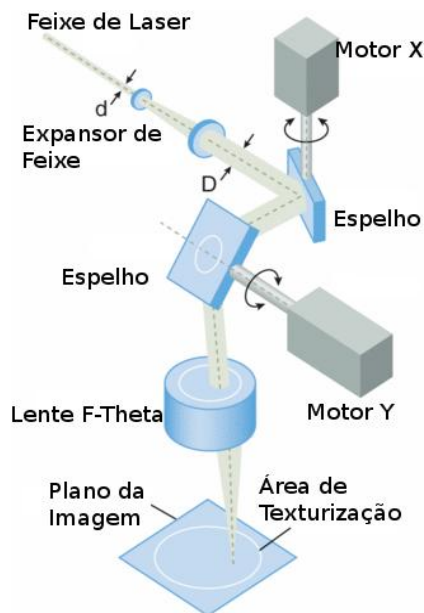


Figura 3.1 - Esquema do Sistema de Galvanométrico de Texturização.

Desta forma, utilizando uma variedade de fontes de laser pulsado é possível realizar, mediante programação de um software dedicado, interação entre laser e material que pode consistir de pulsos sequenciais únicos tangentes, superpostos ou defasados. Com isso é possível gerar sobre uma superfície plana qualquer elemento geométrico composto por uma sucessão de pulsos. A utilização deste sistema impõe uma perda de potência luminosa fazendo com que a

energia que incide sobre a superfície a ser texturizada seja de exatamente um terço da energia de saída da fonte do laser.

3.2.3 O rugosímetro

O rugosímetro utilizado é um Talysurf PGI 1240 de fabricação da empresa Taylor Hobson, Leicester, Inglaterra, com resolução de medição de deslocamento vertical de 0,8 nm com deslocamento horizontal de 0,125µm, realizando 8000 leituras por milímetro de deslocamento. O raio do apalpador utilizado era de 2 µm. O equipamento estava conectado a um computador permitindo assim a captura do perfil em arquivos de dados.

3.2.4 Os microscópios utilizados

As análises das superfícies texturizadas foram avaliadas em microscópio eletrônico de varredura marca JEOL_JXA_840^a de fabricação da empresa JEOL, Tóquio, Japão, instalado em laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Este microscópio também foi utilizado para avaliação dos mecanismos de desgaste das ferramentas

Os desgastes das ferramentas foram medidos durante o ensaio de usinagem em um estéreo microscópio com aumento de até 50x que estava acoplado a um microcomputador por meio de uma câmera fotográfica. Estas medições foram feitas várias vezes ao longo de cada ensaio. Em cada medição, o ensaio era interrompido e a pastilha era conduzida ao microscópio para ter os desgastes da aresta de corte medido. Esta montagem viabilizava a medição de desgaste em função da captura de imagens com resolução de até 3,4 µm por píxel. Os desgastes das ferramentas eram medidos individualmente em cada uma das arestas e o fim de vida da ferramenta era atingido quando o desgaste de flanco da aresta ultrapassava o critério de vida previamente estabelecido

que era $VB_{\text{máx}} = 0,3$ mm. Este microscópio também foi utilizado para captura das imagens dos ensaios de adesão.

3.2.5 Durômetro para caracterização de ensaios de adesão

A avaliação da adesão dos revestimentos foi realizada pelo teste de indentação utilizando um durômetro marca Pantec (modelo RBS-M), através do teste padrão Rockwell C com penetrador de diamante com ângulo de ponta de 120° , 10 kgf de carga inicial e 150 kgf de carga total. A avaliação e o registro da adesão foi através do mesmo microscópio do item 3.5. A avaliação foi realizada em três pontos na superfície de folga da pastilha, duas próximas da ponta e uma na região central, em locais afastados da região de corte. Cada imagem da indentação apresentada é uma média de nove avaliações da adesão realizadas em uma mesma pastilha.

3.2.6 Dispositivo para medição de espessura dos revestimentos

Inicialmente as ferramentas revestidas por PVD e CVD foram caracterizadas por ensaio de caloteste para verificar homogeneidade da espessura dos revestimentos. O objetivo do ensaio de caloteste é determinar as espessuras de filmes finos. O dispositivo de ensaio de caloteste utilizado foi uma solução desenvolvida internamente para se medir a espessura dos revestimentos das pastilhas. A rotação da esfera sobre a amostra se dá por transmissão de uma correia (não mostrada na figura 3.3) e duas polias, uma delas fixa a um motor de corrente contínua. Um composto abrasivo utilizado em metalografia contendo pasta de diamante de $0,1 \mu\text{m}$ é colocado entre a esfera que gira sempre sobre um mesmo ponto e superfície da pastilha que se encontra fixada na alavanca de posicionamento.

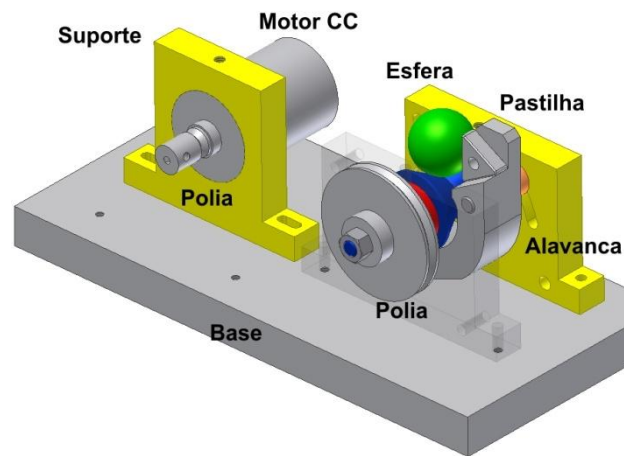


Figura 3.2 Dispositivo de caloteste para medição de espessura de revestimentos em pastilhas.

A esfera utilizada é de aço SAE 52100. A inclinação da alavanca porta amostra é regulada de tal forma a garantir o deslizamento da esfera sobre a superfície da pastilha com uma pequena tensão de contato. As calotas geradas pela ação abrasiva da pasta de diamante eram avaliadas em microscópio eletrônico após limpeza e realização de ataque químico.

3.2.6 Torno CNC para ensaios de usinagem.

A avaliação do desempenho de todas as pastilhas texturizadas com laser e posteriormente revestidas foi realizada de forma comparativa com ferramentas produzidas da maneira convencional por ensaios de torneamento cilíndrico a seco. Os ensaios foram realizados em um torno CNC da marca Romi, modelo Galaxi 20, com potência de 15kW, e rotação máxima do eixo árvore de 4500 rpm.

3.3 A Montagem experimental, métodos e parâmetros de ensaios.

3.3.1 A texturização do substrato para caracterizar a interação do laser com metal duro.

Neste trabalho a texturização laser é considerada como a varredura de uma superfície com pulsos de laser de curta duração com espaçamento tal que todo elemento de superfície sofra a interação graças a superposição de pulsos (figura 3.3a). Cada pulso na sua interação com a superfície pode, dependendo da sua potência, provocar fusão e ablação de material e desta forma de promover micro alterações superficiais. A determinação da distância ideal de texturização foi feita através de medições de disparos de diversos pulsos sobre uma superfície metálica plana enegrecida. O diâmetro da região afetada pelo feixe de laser na distância de focalização, obtido na condição de máxima potência de operação, foi considerado como o diâmetro do feixe na região de focalização. Desprezaram-se as variações do diâmetro de interação que poderiam ocorrer com a variação da potência. Em função deste diâmetro, a distância entre centros dos pulsos sucessivos foi estabelecida. Esta distância, de 70% do diâmetro do feixe medido experimentalmente, foi mantida constante em todo o experimento. Não foi alterada nem mesmo quando no procedimento experimental exigia-se variação de potência do feixe de laser.

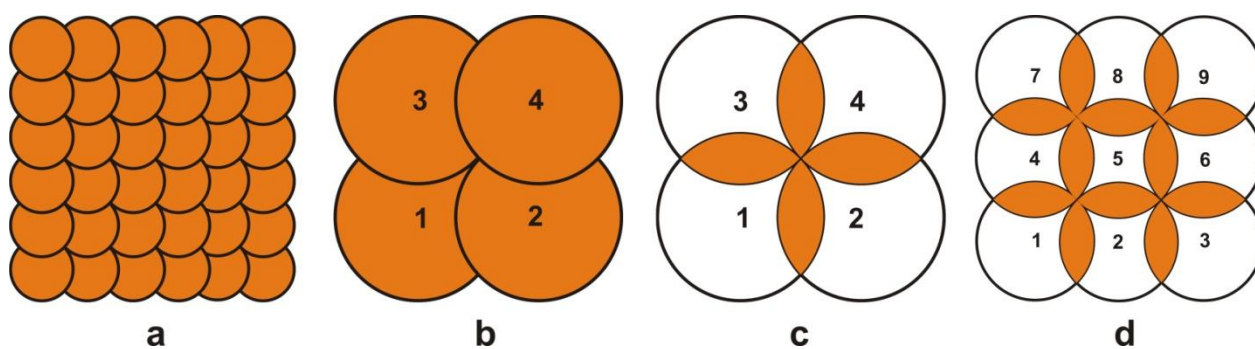


Figura 3.3 Aspectos geométricos da texturização. (a) superposição da pulsos de texturização, (b) sequenciamento de pulsos, (c) áreas superexpostas. (d) formação de padrão de texturização.

A superposição dos pulsos tem como consequência a geração de áreas que se interceptam, que serão expostas mais de uma vez à interação com o laser. Esquemáticamente, a figura 3.3b mostra a superposição mínima necessária de quatro pulsos para garantir uma total cobertura de um elemento de superfície. As áreas resultantes da intersecção destes pulsos podem ser vista na figura 3.3c. As regiões centrais dos pulsos estão indicadas numericamente na sequência em que atingem a superfície a ser texturizada. Cada vez que uma superfície é exposta a um pulso do feixe, o material sofre o processo de interação e, dependendo do parâmetro temporal do feixe pulsado e da energia do pulso, podem ocorrer aquecimento, fusão, evaporação e ablação. A região delimitada na figura 3.3c identifica uma área que é exposta duas vezes em função da superposição dos pulsos. Um padrão de exposição da superfície tal como o indicado na figura 3.3d poderia ser gerado quando se usa um trem de nove pulsos sequenciais com grau de superposição de 30%. Nesta figura, resultante da interação dos pulsos, a região central do pulso cinco delimitada por quatro arcos pertencentes aos pulsos vizinhos identifica uma área texturizada que sofre apenas uma única interação. As regiões resultantes da intersecção de pulsos sofrem duas interações. Estas regiões poderiam assinalar a localização de possíveis depressões formadas na superfície devido à dupla exposição do material ao feixe de laser.

Nos ensaios em que havia a necessidade de aumentar o número de texturizações, a direção da varredura superficial sofria uma rotação angular. O objetivo era eliminar ou reduzir uma possível texturização da superfície com a formação de padrões de vales e relevos que poderiam ser induzidos pela existência de áreas de simples e dupla exposição, como indicado na figura 3.3d. Desta forma, quando a superfície do substrato recebia uma segunda texturização, um ângulo de rotação foi aplicado. Para todas as demais texturizações em que a superfície sofria n varreduras, aplicava-se uma rotação incremental definida pelo valor angular $180/n$.

Cinco corpos de prova quadrados de 16 mm do substrato SANDVIK R262.22-1304 SMA P25 foram tratadas com o laser na condição ambiental, isto é, expostos ao ar atmosférico de acordo com a montagem experimental mostrada na figura 3.4a. Em cada corpo de prova devidamente identificado cinco áreas de texturização de 2 x 16 mm foram criadas. O número de texturizações em cada uma das áreas variou de 1 a 5 e a potência média incidente na superfície a ser texturizada variou de 3 a 15 W. A identificação de cada uma das áreas texturizadas e as condições de texturização estão indicadas na tabela 3.2.

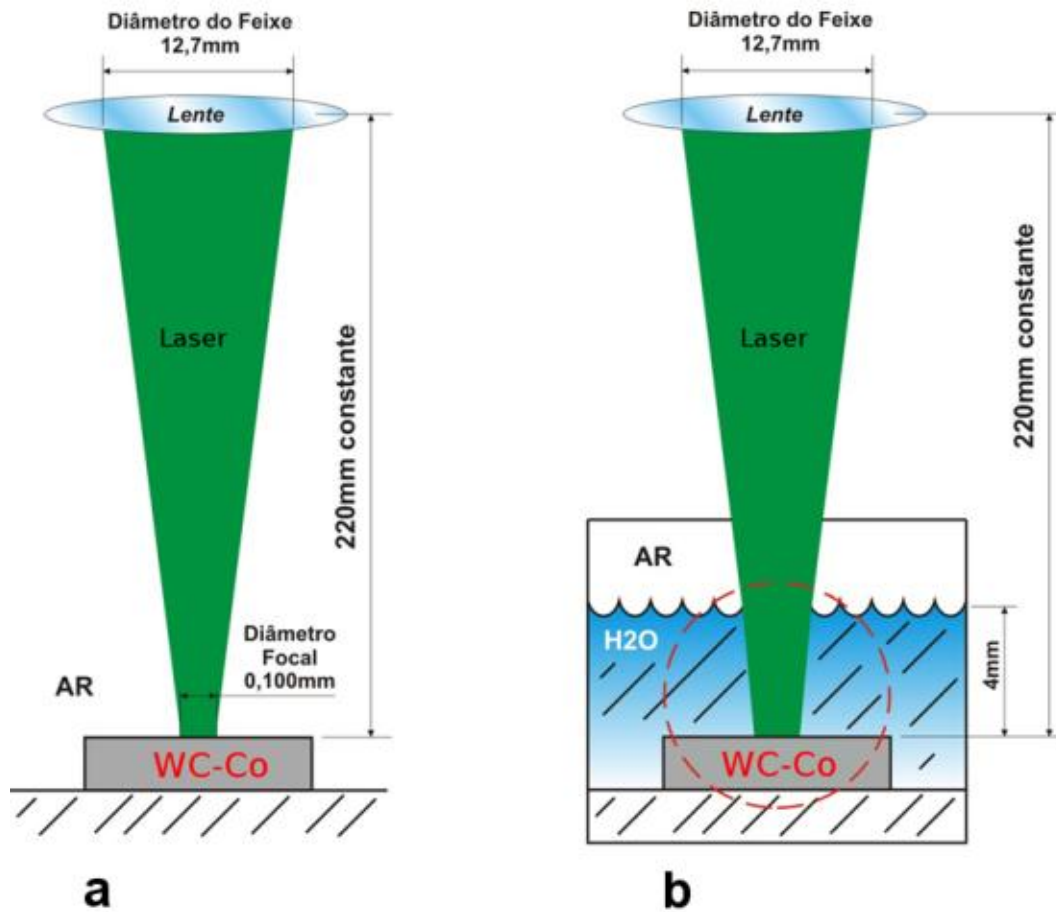


Figura 3.4 Montagem experimental de texturização.(a) ar. (b) submerso.

Tabela 3.2- Identificação das áreas de texturização e parâmetros de ensaio

Número de texturização	Potência Média do Pulso [W]				
	3	6	9	12	15
1	1-A	1-B	1-C	1-D	1-E
2	2-A	2-B	2-C	2-D	2-E
3	3-A	3-B	3-C	3-D	3-E
4	4-A	4-B	4-C	4-D	4-E
5	5-A	5-B	5-C	5-D	5-E

Na tabela 3.3 estão registradas as propriedades calculadas do pulso de laser na região de interação com o metal duro, considerando como constantes do ensaio o diâmetro de focalização no substrato igual a 0,100 mm, a largura temporal de pulso de 130 nanosegundos e a frequência de operação do laser de 10 kHz. Também era uma constante de ensaio a distância de centro entre pulsos.

Tabela 3.3 Propriedades do pulso do laser incidente sobre o metal duro.

Potência Média [W]	3	6	9	12	15
Potência de Pico [kW]	2,31	4,62	6,92	9,23	11,5
Energia do Pulso [mJ]	0,3	0,6	0,9	1,20	1,50
Irradiância [MW/cm ²]	29,4	58,8	88,1	118	147
Fluência [J/cm ²]	3,82	7,64	11,46	15,28	19,1

Um sexto corpo de prova foi texturizado na condição de submerso em uma profundidade de quatro mm de uma camada de água. O número de texturizações variou de 1 a 5 e a potência média incidente na superfície igual a 15 W. A figura 3.3b mostra esquematicamente a montagem experimental de texturizações realizadas na condição submersa.

3.3.2 A texturização dos substratos para PVD e CVD.

Os substratos destinados a ferramenta de corte TNMG 160408 QM 1005 de revestimento TiAlN PVD bem como a ferramentas TNMG 160408 PM4225 de revestimento triplo composto de TiCN, Al₂O₃ e TiN CVD comerciais produzidas pelo processo padrão Sandvik foram utilizadas neste estudo. Oito substratos de cada uma destas pastilhas foram extraídos durante a sequência do processo produtivo, uma etapa antes da aplicação do revestimento e foram texturizados a laser conforme tabela 3.4. Estes substratos recolhidos do processo produtivo não

sofreram a operação de limpeza que antecede a aplicação do revestimento, mas foram texturizados a laser como um processo em alternativa ao tradicional.

Tabela 3.4 Condições de Texturização dos substratos de Torneamento.

Variáveis de Texturização		Ferramentas texturizadas	
Potência do laser	Ambiente	TNMG 160408 QM 1005	TNMG 160408 PM4225
9 W	ar	2 peças	2 peças
	água	2 peças	2 peças
15 W	ar	2 peças	2 peças
	água	2 peças	2 peças

O número de texturizações foi constante e igual a três para todas as condições independentemente da potência ou ambiente de texturização. Este número de texturizações foi escolhido em função dos resultados da avaliação em microscópio ótico dos ensaios indicados no item 3.3.1

O limite inferior de potência de 9 watts foi determinado após teste prático de avaliação da eficiência de limpeza do substrato na condição de submerso em uma camada de água. Uma caneta de marcação foi usada para imprimir pequenas marcas no substrato. Seco, o substrato foi submerso em água e a potência de texturização gradualmente elevada até que a remoção da marcação se tornasse efetiva. Adotou-se como potência mínima experimental o primeiro valor superior mais próximo testado. Uma comparação visual de tonalidades mostra que os substratos usados nos testes iniciais apresentavam uma tonalidade mais escura. A absorção do laser é influenciada pela cor. Como os substratos das ferramentas utilizadas nos testes de torneamento apresentavam uma tonalidade mais clara, provavelmente refletiriam mais a luz, consequentemente absorvendo uma menor fração da potência incidente. Em função desta consideração, a potência média mais elevada disponível foi selecionada como limite superior.

Uma vez texturizadas e devidamente identificadas, as pastilhas foram analisadas no microscópio eletrônico antes de serem inseridas novamente no processo produtivo para aplicação

do revestimento. Finalizada a aplicação do revestimento pelo fabricante, as pastilhas retornaram, foram observadas no microscópio eletrônico e posteriormente, submetidas ao processo de avaliação de adesão por indentação. Após o teste de indentação foram submetidas ao teste de avaliação de homogeneidade de espessura do revestimento (caloteste) antes da realização dos testes de usinagem

3.3.3 Condições de testes de usinagem.

Os testes de usinagem foram realizados para se comparar o desempenho das pastilhas (substratos já revestidos) que sofreram a texturização laser com as processadas de maneira convencional. A matéria prima de usinagem descrita no item 3.1.2 foi usinada nas condições definidas na tabela 3.5 de acordo com o revestimento aplicado.

Tabela 3.5 Condições de usinagem utilizadas nos testes de desempenho das pastilhas.

Tabela de Condições de Usinagem Aplicadas nos Testes de Desenvolvimento das Ferramentas							
Ferramenta	Técnica de Limpeza		Parâmetros de Corte			Revestimento	
Substrato	Texturização laser	Ambiente	v _c	f	a _p	Camada	Processo
TNMG 160408 QM1005	9 W	ar	300	0,1	0,5	TiAlN	PVD
			360				
		água	300				
			360				
	15 W	ar	300				
			360				
		água	300				
			360				
TNMG 160408 PM4225	9 W	ar	450	0,1	0,5	Saída = TiCN+Al ₂ O ₃ Folga = TiCN+Al ₂ O ₃ +TiN	CVD
			540				
		água	450				
			540				
	5 W	ar	450				
			540				
		água	450				
			540				
TNMG 160408 QM1005	Convencional		300	0,1	0,5	TiAlN	PVD
		360					
TNMG 160408 PM4225	Convencional		450	0,1	0,5	Saída = TiCN+Al ₂ O ₃ Folga = TiCN+Al ₂ O ₃ +TiN	CVD
		540					

Os parâmetros de usinagem das ferramentas revestidas com CVD são diferentes dos parâmetros de usinagem das ferramentas de PVD em função das diferenças das espessuras de

revestimento e da composição das camadas. Foram determinados experimentalmente com as ferramentas convencionais. Os parâmetros de velocidade de corte v_c foram fixados em 300 e 360 m/min para as ferramentas revestidas com PVD e 450 e 540 m/min para as ferramentas revestidas por CVD. Os valores de avanço f e profundidade de corte a_p foram os mesmos para as duas pastilhas e valem respectivamente 0,1 mm/rot e 0,5 mm. Para cada pastilha o número de réplicas de ensaio foi igual a três e em função da forma triangular do substrato a face da superfície de saída era a mesma em todas as réplicas. Periodicamente, durante o ensaio de usinagem as ferramentas eram avaliadas quanto ao desgaste e fotografadas utilizando o microscópio ótico descrito no item 3.2.4.

3.3.4 Ataques químicos utilizados nos substratos

Durante a fase de caracterização dos filmes de PVD e CVD e na fase de identificação dos mecanismos de desgaste dominantes nas ferramentas de corte as técnicas de ataque do substrato indicadas na tabela 3.6 foram seletivamente aplicadas.

Tabela 3.6 Ataques metalográficos realizados no metal duro.

Técnica de ataque	Composição do Ataque	Condição de Ataque	Objetivo do ataque
1	10 g ferrocianeto de potássio 10 g de hidróxido de potássio 100 ml de água destilada	Ataque por 2 a 10 s a 20°C, lave em água corrente e seque a superfície com acetona.	Identificação da fase η
2	a) mesmo que 1 b) Solução de igual volume de ácido clorídrico e água	Ataque da solução a por 3 a 4 min. Lave em água e ataque a solução b por 10 s. Lave em água e em álcool e seque a amostra. Finalmente ataque com a solução a por 20 s.	Identificação da fase γ
3	Mesmo que 1	Ataque da solução a 20 °C por 3 a 6 min	Identificação da fase α

3.4 Fluxogramas das atividades desenvolvidas durante este trabalho

As figuras 3.5, 3.6, 3.7 e 3.8 apresentam numa visão condensada a sequencia das principais atividades envolvidas na realização deste trabalho.

A figura 3.5 esquematiza sucintamente um fluxograma das atividades envolvidas desde o ajuste operacional da fonte do laser e do sistema de texturização necessários para obter o grau de superposição que garantia a cobertura de toda a superfície a ser texturizada até o registro final das análises do efeito de todos os parâmetros de texturização na rugosidade e na microestrutura do substrato utilizado.

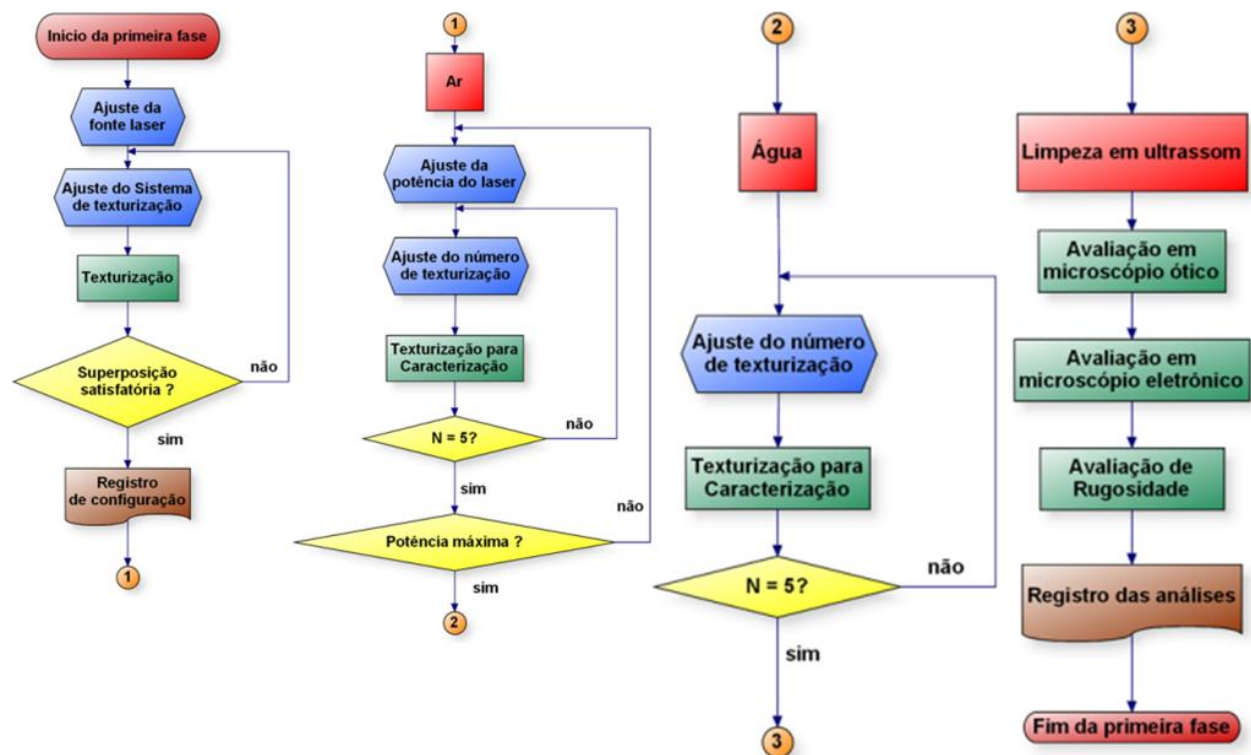


Figura 3.5 Fluxograma da texturização e caracterização do substrato P25.

As figuras 3.6, 3.7 e 3.8 devem ser interpretadas como um único fluxograma que foi segmentado apenas por uma questão de legibilidade.

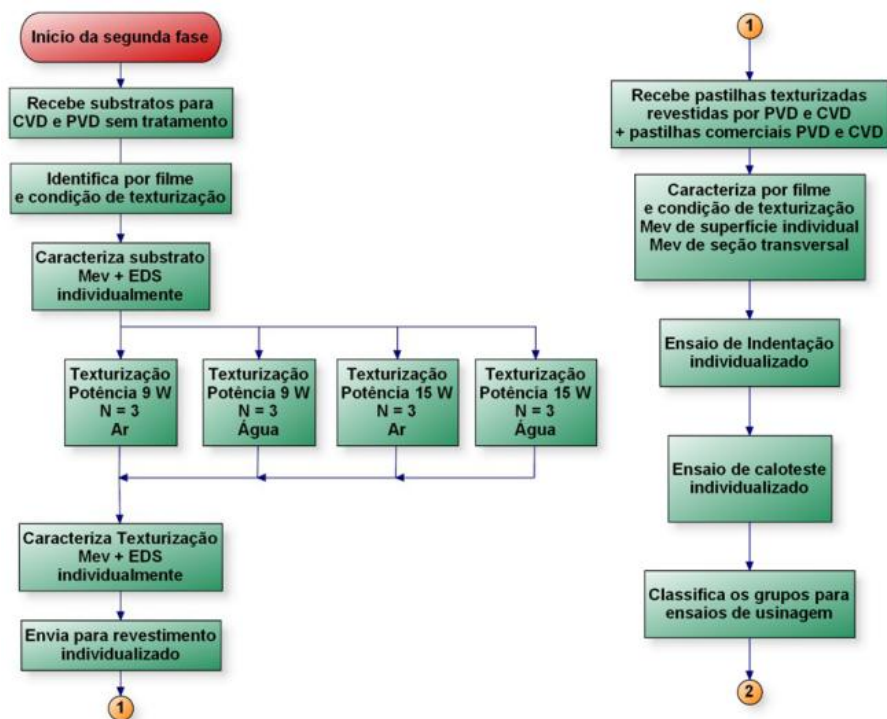


Figura 3.6 Fluxograma do estudo da texturização na adesão de revestimentos - parte 1.

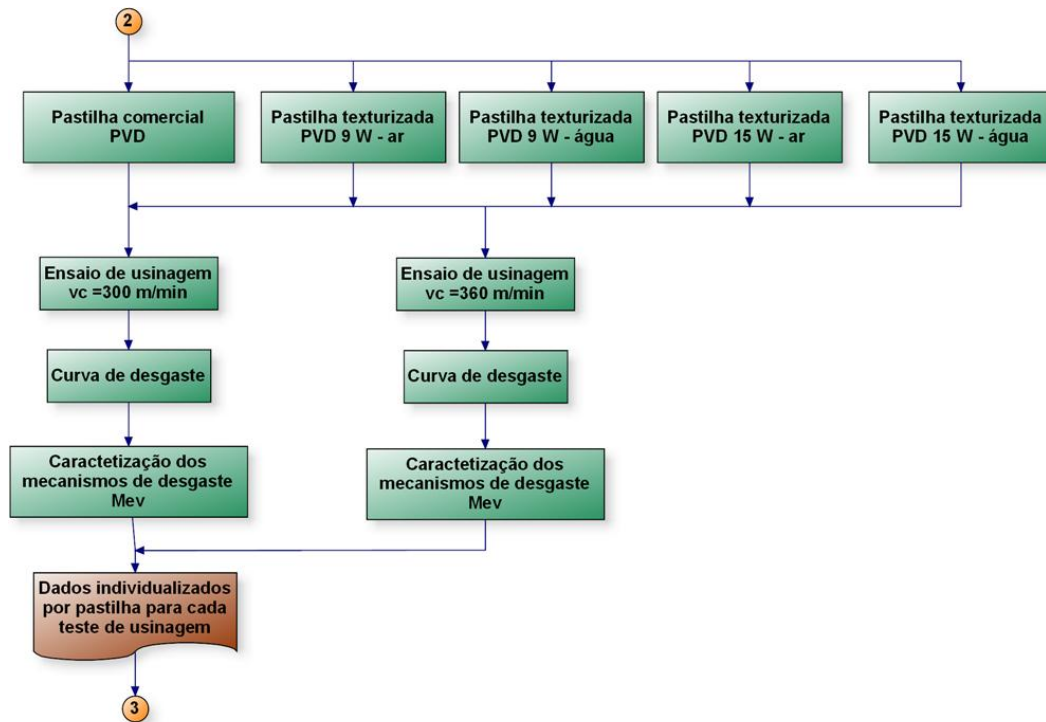


Figura 3.7 Fluxograma do estudo da texturização na adesão de revestimentos parte - 2.

As etapas descritas nestas figuras vão desde o recebimento dos substratos do fornecedor até a finalização com registro e análises dos resultados. As atividades descritas no segmento da figura 3.7 entre os elementos de ligação 2 e 3 e as atividades descritas nos elementos de ligação 3 e 4 da figura 3.8 são intercambiáveis isto é, respeitada a sequencia das atividades elas poderiam ter a sua ordem alterada.

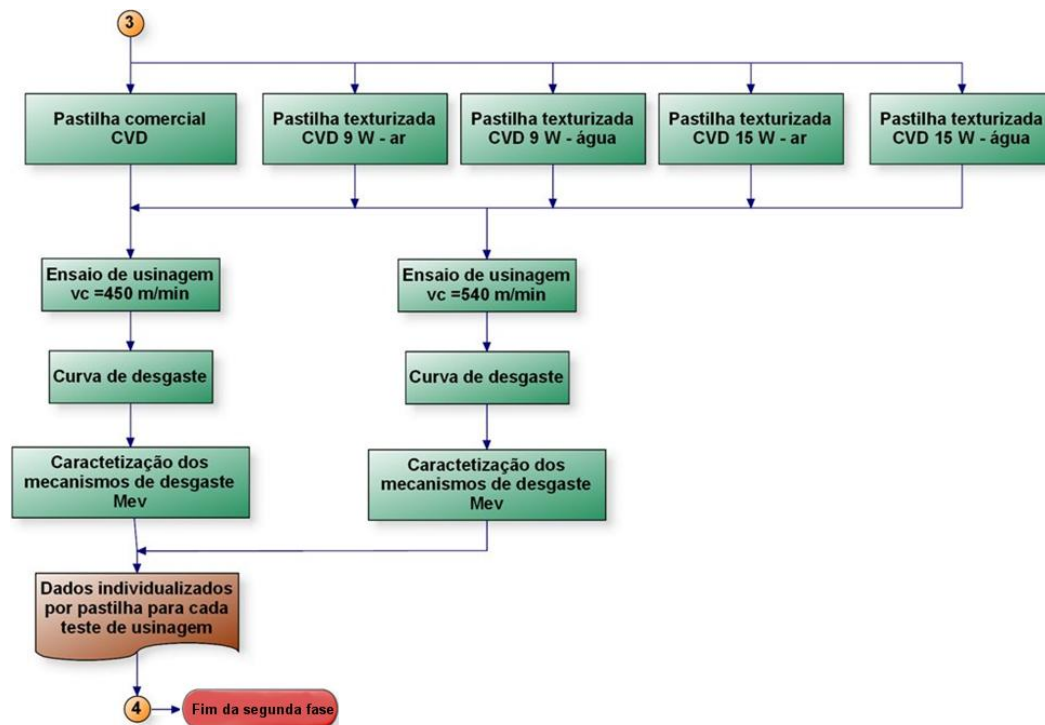


Figura 3.8 Fluxograma do estudo da texturização na adesão de revestimentos - parte 3.

4 ANÁLISE DOS RESULTADOS

4.1 Primeiro bloco de ensaios – efeito da potência do feixe e do número de texturizações na rugosidade do metal duro

Este primeiro bloco de ensaios teve como objetivo identificar como a potência do feixe de laser e o número de passadas do laser realizadas sobre uma superfície de metal duro afetam sua rugosidade. Foram avaliadas a possibilidade de formação de uma textura, as alterações microestruturais e a formação de trincas. Os resultados obtidos orientaram a escolha dos parâmetros de texturização dos dois outros substratos que foram utilizados nas ferramentas de testes de torneamento deste trabalho.

4.1.1 Rugosidade das superfícies texturizadas

A rugosidade dos substratos foi caracterizada antes e depois da interação com o laser. Na tabela 4.1. esta registrado o efeito do laser sobre a rugosidade do substrato

Tabela 4.1 O efeito do laser na rugosidade do substrato Ra [μm].

Potência	Número de texturizações (N)				
	1	2	3	4	5
3 W	0.33	0.33	0.34	0.33	0.33
6 W	0.51	0.51	0.51	0.50	0.50
9 W	0.42	0.43	0.43	0.43	0.43
12 W	0.59	0.61	0.57	0.59	0.59
15 W	0.59	0.5	0.62	0.47	0.67
Sem texturização	0.26 +- 0.023				

Na última linha desta tabela, onde se lê sem texturização, está registrada a rugosidade média e o desvio padrão de um total de vinte e cinco medições realizadas em cinco amostras de metal duro antes da incidência do laser sobre a superfície.

A potência do laser na texturização de cada corpo de prova foi mantida constante por uma questão de praticidade. Em cada uma das faixas de texturização em um mesmo corpo de prova, apenas o número de texturizações era variado.

A representação gráfica (figura 4.1) dos dados da tabela 4.1 mostra que a rugosidade da superfície texturizada é sempre maior que a rugosidade da superfície sem texturização. Além disso, a rugosidade praticamente não é influenciada pelo número de texturizações até a potência de 12 W. Uma possível explicação pode estar na estratégia de texturização adotada que manteve constante o fator de superposição dos pulsos.

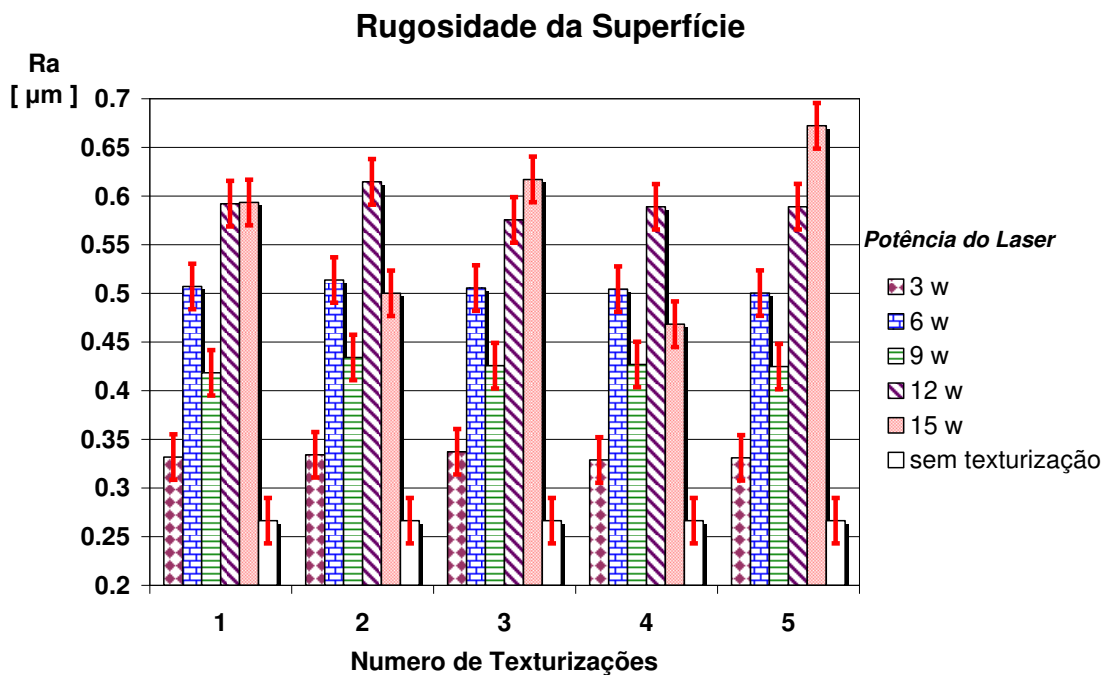


Figura 4.1 Rugosidade das diversas superfícies de metal duro texturizadas.

Outro fator que pode ter contribuído para a baixa variabilidade da rugosidade à medida que se aumentava o número de passadas do laser foi a aplicação de uma rotação entre os planos de texturização à medida que o número de texturizações crescia. Um último fator digno de nota

nesta figura é que a rugosidade cresceu à medida que se aumentou a potência do laser, exceção à potência de 9 w, que saiu fora desta tendência de crescimento

A curva de Abbott-Firestone é construída a partir do mais alto pico do perfil de rugosidade em direção ao vale mais baixo, medindo progressivamente a fração cumulativa do perfil (TORRANCE, 1997), sendo basicamente uma representação da quantidade de material em relação ao nível de corte do perfil de rugosidade. A sua projeção permite a identificação dos parâmetros $Mr1$, $Mr2$, Rk , Rpk e Rvk (figura 4.2)

O parâmetro Rpk é definido pela altura do triângulo retângulo de área equivalente a superfície limitada pela curva de Abbott e a linha horizontal que intercepta a curva no intervalo de 0% a ao valor de $Mr1$ (detalhe A1). Pode-se dizer que Rpk é o valor da rugosidade média dos picos que estão acima da área de contato mínima do perfil, excluídos alguns picos localizados na região de máximo. O parâmetro Rvk é definido de forma similar, porém a linha horizontal que delimita a área é definida no intervalo de $Mr2$ a 100%. De certa forma Rvk é o valor da rugosidade média dos vales que estão abaixo da área de contato do perfil, excluídos eventuais vales excessivamente profundos.

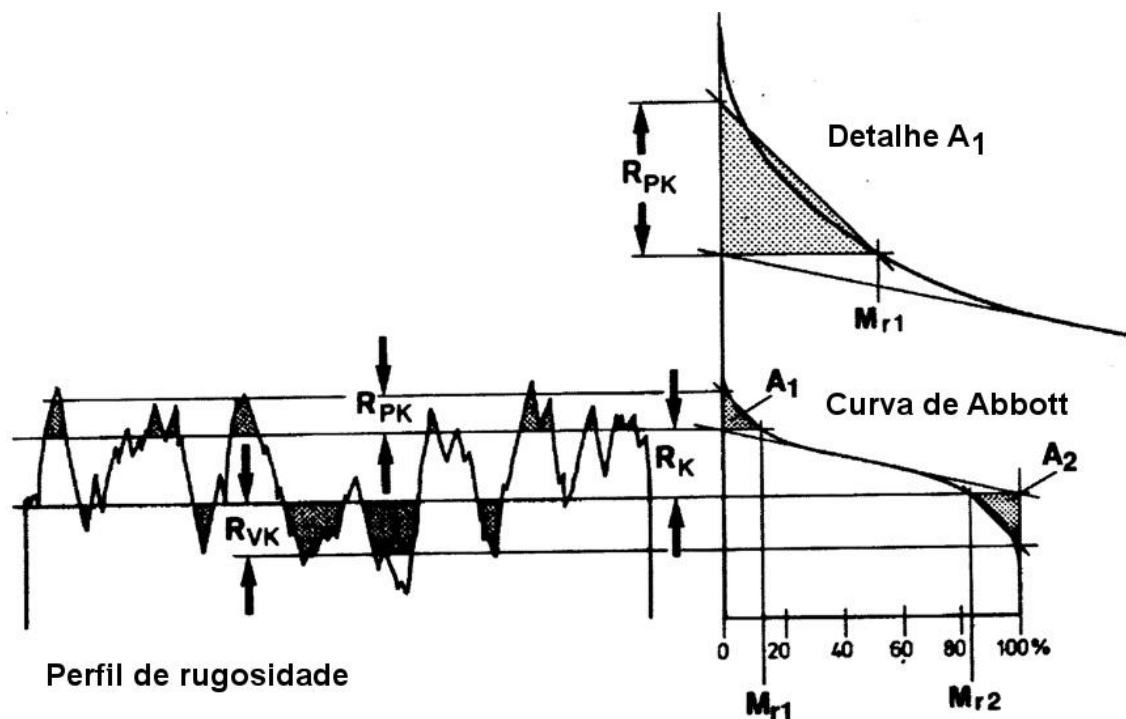


Figura 4.2 Perfil de rugosidade e relação com a curva de Abbott-Firestone (ANDERBERG et al., 2009).

O parâmetro Rk representa a inclinação angular da região central da curva que pode ser linearmente interpolada e é a rugosidade do núcleo do perfil. $Mr1$ e $Mr2$ representam em porcentagem o intervalo do perfil de sustentação.

A comparação de diferentes curvas de Abbott–Firestone pode ser complicada em função da grande dispersão das alturas de rugosidade que pode ocorrer de acordo com a superfície que está sendo medida (BUJ CORRAL et al., 2010). A tabela 4.2 mostra os valores extraídos da curva de Abbott–Firestone para todas as superfícies analisadas.

Tabela 4.2 Parâmetros da curva de Abbott–Firestone nas diferentes condições de superfície.

Parâmetros de texturização		Parâmetros da Curva de Abbott–Firestone					Rpk/Rvk
		Rk [μm]	Rpk [μm]	Rvk [μm]	Mr1 [%]	Mr2 [%]	
P = 3 W	N = 1	1,11	0,49	0,45	7,16	89,30	1,1
	N = 2	1,09	0,53	0,41	8,15	90,61	1,3
	N = 3	1,10	0,34	0,48	6,74	88,70	0,7
	N = 4	1,04	0,48	0,48	9,16	89,27	1,0
	N = 5	1,07	0,51	0,46	8,70	89,69	1,1
P = 6 W	N = 1	1,62	0,97	0,48	11,44	92,36	2,0
	N = 2	1,59	0,96	0,54	11,88	91,39	1,8
	N = 3	1,57	0,93	0,52	11,79	91,89	1,8
	N = 4	1,54	1,01	0,52	12,73	92,31	2,0
	N = 5	1,52	1,00	0,47	13,03	92,36	2,1
P = 9 W	N = 1	1,32	0,77	0,51	10,88	90,68	1,5
	N = 2	1,43	0,86	0,43	9,35	92,27	2,0
	N = 3	1,32	0,93	0,45	10,84	90,86	2,0
	N = 4	1,36	0,91	0,45	10,73	91,98	2,0
	N = 5	1,31	0,90	0,50	9,92	89,59	1,8
P = 12 W	N = 1	1,82	1,14	0,54	12,60	91,81	2,1
	N = 2	1,91	1,37	0,65	11,43	91,99	2,1
	N = 3	1,80	1,20	0,52	11,96	92,79	2,3
	N = 4	1,89	1,09	0,67	10,30	91,90	1,6
	N = 5	1,72	1,26	0,60	12,49	89,53	2,1
P = 15 W	N = 1	1,51	1,39	0,41	17,97	92,16	3,4
	N = 2	1,52	1,12	0,51	12,16	92,09	2,2
	N = 3	2,04	1,11	0,55	10,49	93,79	2,0
	N = 4	1,50	0,74	0,51	10,73	90,81	1,5
	N = 5	2,05	1,32	0,75	11,92	91,47	1,8
Sem Texturização		0,88	0,22	0,38	7,41	88,76	0,6

Nas superfícies texturizadas com a potência mais baixa, 3 W, o valor de Rk medido nas passadas de texturização de 1 a 5 apresenta um valor médio de 1,08 μm com variação de aproximadamente 6%. Na potência de texturização de 6 W, o valor médio de Rk cresce para 1,57 μm com a mesma variação percentual entre passadas. Para as potências de 9 W e 12 W o valor médio assume valores de 1,35 e 1,83 μm com variações percentuais de 8 e 9%. A mesma tendência de variação percebida para os valores médios de Rk medido nas superfícies texturizadas com potências de 3 a 12 W pode ser observada na variação dos valores de Ra mostrados na tabela 4.1. Esta similaridade de comportamento entre Ra e Rk pode ser explicada pelo fato de que Rk é o parâmetro que representa rugosidade do núcleo do perfil de rugosidade (figura 4.2).

A figura 4.3a mostra a superposição de todas as curvas geradas na condição de texturização com potência de 3 W. A mesma qualidade de superposição vista nesta figura ocorre também na superposição das cinco curvas de Abbott das superfícies texturizadas com as potências de 6, 9 e 12 W.

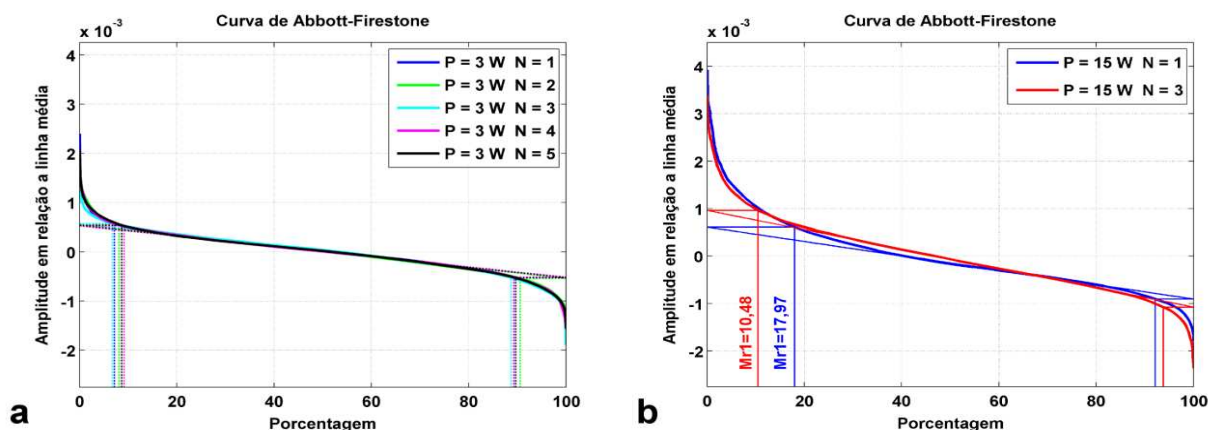


Figura 4.3 Superposição de curvas de Abbott-Firestone de diferentes superfícies texturizadas com a mesma potencia do pulso. (a) Potência de texturização de 3 W e (b) Potência de texturização de 15 W.

A única diferença entre as curvas superpostas de 6 W, 9 W e 12 W está na inclinação da região onde ocorre uma linearidade na curva de Abbott-Firestone que é representada pelo parâmetro Rk . A inclinação da região central da curva de Abbott-Firestone corresponde ao parâmetro Rk . Da observação destas curvas pode-se avaliar que as variações percentuais

percebidas do parâmetro Rk medido nas superfícies texturizadas com a mesma potência de texturização são insignificantes e que o parâmetro Rk é praticamente constante para uma mesma potência do pulso até a potência de 12 W, independentemente do número de texturizações aplicadas sobre a mesma superfície.

A rugosidade das superfícies texturizadas com 15 W com número texturizações 1, 2, 3, 4 e 5 é de respectivamente 0,59 μm , 0,50 μm , 0,62 μm , 0,47 μm e 0,67 μm Ra (tabela 4.1) e os valores de Rk são respectivamente de 1,51 μm , 1,52 μm , 2,04 μm , 1,5 μm e 2,05 μm . A variação da rugosidade Ra com o número de texturizações é similar à letra W, com os valores mais altos de rugosidade ocorrendo nas superfícies texturizadas 1, 3 e 5 vezes e os valores mais baixos ocorrendo nas superfícies texturizadas 2 e 4 vezes. O valor de Rk reflete a rugosidade da superfície e, assim, o valor esperado de Rk da superfície que sofreu uma texturização deveria ser maior. No gráfico da figura 4.3b observam-se as curvas de Abbott-Firestone para as condições de uma texturização e três texturizações da superfície. Neste gráfico pode-se perceber o quanto é significativo a diferença de 26% dos valores de Rk de cada uma das condições de texturização. Nota-se também que as duas superfícies texturizadas apresentam uma diferença de valores de $Mr1$. A superfície que sofreu apenas uma texturização apresenta um valor de $Mr1$ de ~18%, enquanto que a superfície que sofreu três texturizações possui valor de $Mr1$ ~10,5%. O maior valor de $Mr1$ significa que a superfície texturizada apenas uma vez apresenta uma densidade maior de picos de Rpk . Isto explica porque a superfície texturizada apenas um vez com a potência de 15 W possui uma rugosidade Ra “alta” em relação às outras texturizações realizadas a mesma potência e uma rugosidade Rk baixa se comparada com as outras superfícies texturizadas com a mesma potência. A existência de uma frequência maior de picos Rpk somada ao baixo valor de Rk justifica o valor alto de Ra na superfície que sofreu apenas uma texturização.

A comparação do parâmetro $Mr1$ da superfície de metal duro sem texturização com as vinte cinco superfícies texturizadas com a superfície que não sofreu texturização está sumarizada no gráfico da figura 4.4.

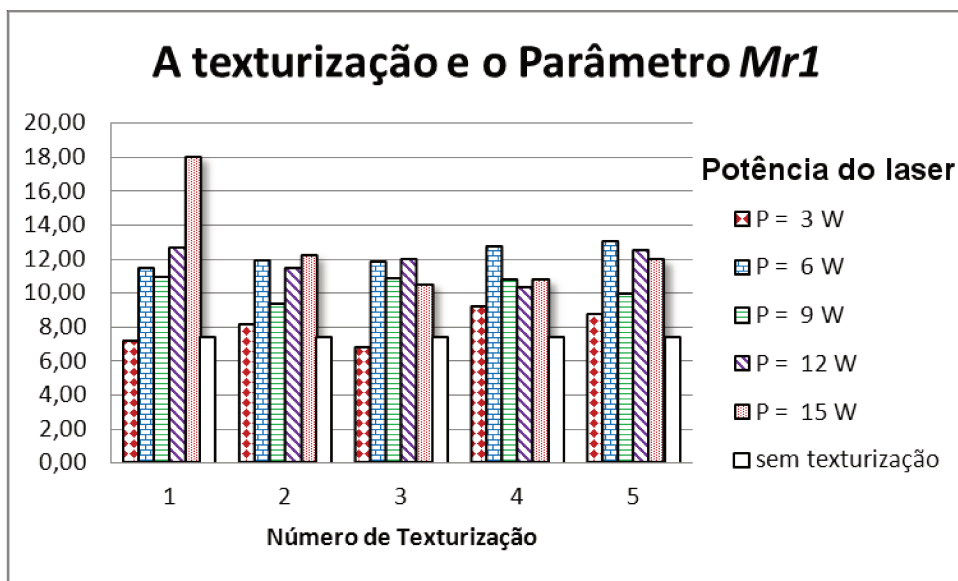


Figura 4.4 A influencia dos parâmetros de texturização da superfície de metal duro no parâmetro *Mr1* da curva de Abbott-Firestone

Percebe-se claramente que as texturizações realizadas com potência de 3 W praticamente não interferem no parâmetro *Mr1* quando se compara com superfícies sem texturização. Superfícies texturizadas com 3 W e superfícies sem texturização apresentam o mesmo valor médio de ~ 8% para *Mr1*. A partir da potência de texturização de 6 W o parâmetro *Mr1* salta de 8% para 12%. Assume um valor médio de 10% para texturizações realizadas com potência de 9 W e 11,5% para texturizações realizadas com 12 W. Somente a superfície que sofreu apenas uma texturização com potência de 15 W assume o valor *Mr1* de ~18% tal como mostrado anteriormente.

Os valores de *Rpk* e *Rvk* na superfície não texturizada são pequenos e estes valores tendem a crescer com a texturização, tal como mostram os dados da tabela 4.2. Nas texturizações realizadas os valores de *Rpk* tendem a crescer mais que os valores de *Rvk* e, desta forma, a relação definida pela razão *Rpk/Rvk* será analisada. Esta relação está calculada na última coluna da tabela 4.2 e graficamente representada na figura 4.5.

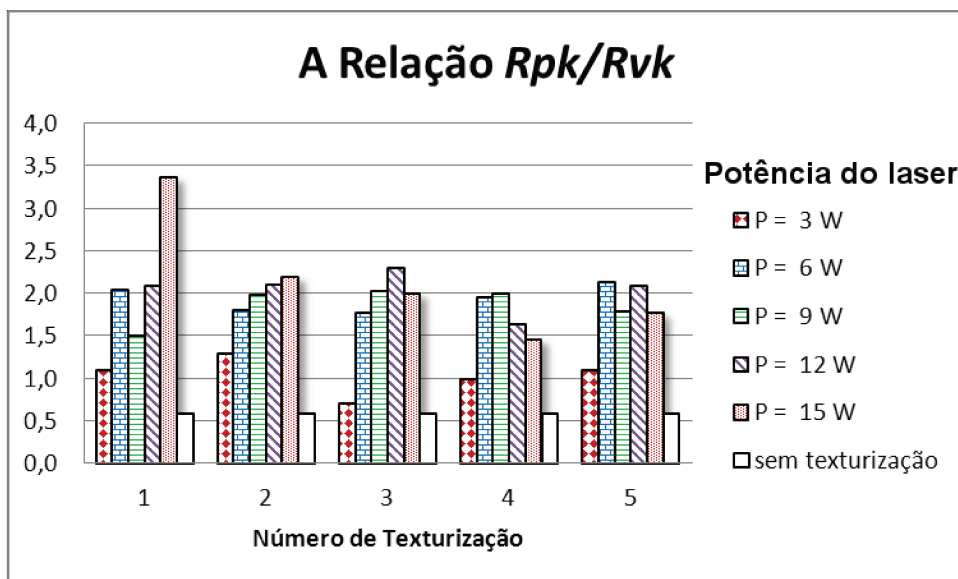


Figura 4.5 Comparação da razão R_{pk}/R_{vk} entre as superfícies de metal duro texturizadas e sem texturização.

Nas superfícies sem texturização o valor de R_{pk} é menor que o valor de R_{vk} . Nas texturizações realizadas com potência de 3 W, os valores de R_{pk} e R_{vk} crescem, porém R_{pk} cresce mais que R_{vk} . Isto significa que a texturização aumenta a rugosidade da superfície, aumentando muito mais a altura dos picos que as profundidades dos vales. Como as texturizações realizadas com potência de 3W não aumentam o valor de MrI pode-se concluir que o aumento da rugosidade Ra das superfícies texturizadas se dá pelo aumento da amplitude dos picos já existentes. Tal como pode ser visto na micrografia da figura 4.8, a ação do laser sobre a superfície é uma ação de limpeza, removendo impurezas entre os picos existentes. Para potências maiores a relação R_{pk}/R_{vk} ultrapassa 1,5, atingindo um valor médio de 1,9. A exceção é para a condição de superfície que foi submetida a uma texturização com potência de 15 W.

Sumarizando, pode-se afirmar que a texturização a laser do metal duro aumenta a rugosidade da superfície. Este aumento da rugosidade com o aumento da potência de texturização se dá pelo aumento do valor de da rugosidade Rk , que cresce progressivamente com o aumento da potencia do laser, e pelo aumento de MrI , que de um valor inicial sem texturização de ~7,5% atinge um valor médio de 11,5% nas potências entre 6 e 12 W. Além disso, a relação R_{pk}/R_{vk}

que na superfície sem texturização vale 0,6, aproxima-se de 2 nas superfícies texturizadas. Estas alterações nos parâmetros que definem a curva de Abbott-Firestone provocam alterações na sua forma tal como pode ser visualizado na figura 4.6.

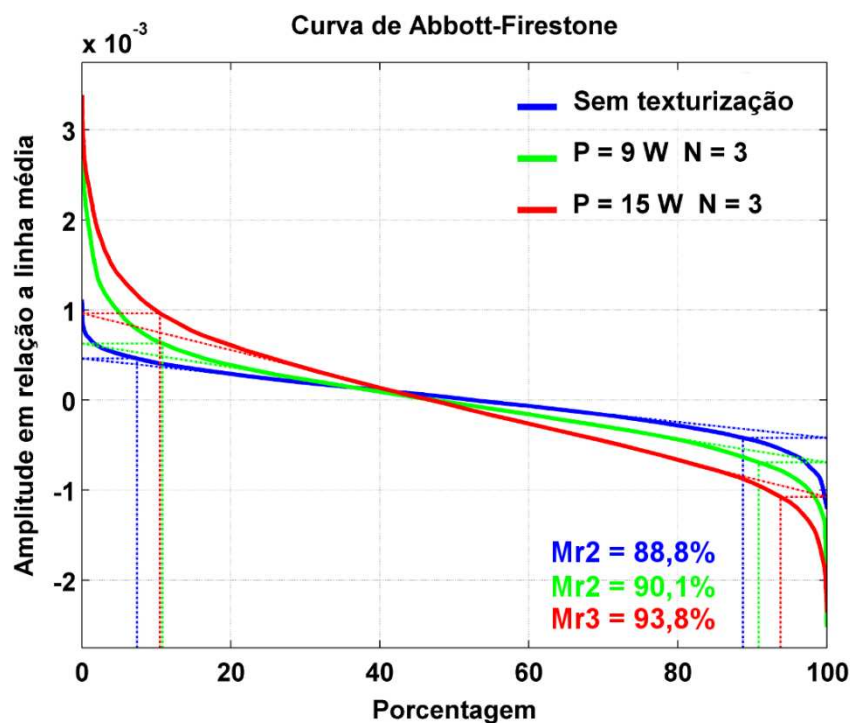


Figura 4.6 Comparação das curvas de Abbott-Firestone das superfícies de metal duro texturizadas e sem texturização.

A diferença $(100 - Mr2)$ define a porcentagem de vales de profundos presentes na amostra (figura 4.2) representados pelo parâmetro Rpk . Sem texturização as superfícies de metal duro apresentam um valor médio de $Mr2 = 88,8$. Texturizadas com potência de 9 W este valor muda para 91. A superfície de metal duro texturizada três vezes com potência de 15 W apresenta $Mr2 = 93,7$. Todas as superfícies texturizadas com potência igual ou superior a 6 W apresentam valores de $Mr2$ superiores aos valores das superfícies sem texturização. Isto significa que a texturização tende a reduzir a frequência de vales muito profundos.

4.1.2 A formação de uma textura

Após a texturização, as amostras devidamente identificadas foram imersas em acetona e submetidas à limpeza por ultrassom por dez minutos, antes da análise no microscópio eletrônico de varredura. Todas as cinco superfícies que foram submetidas a uma única texturização com diferentes potências do laser apresentam um padrão de alternância de regiões claras e escuras semelhante ao indicado na figura 4.7a.

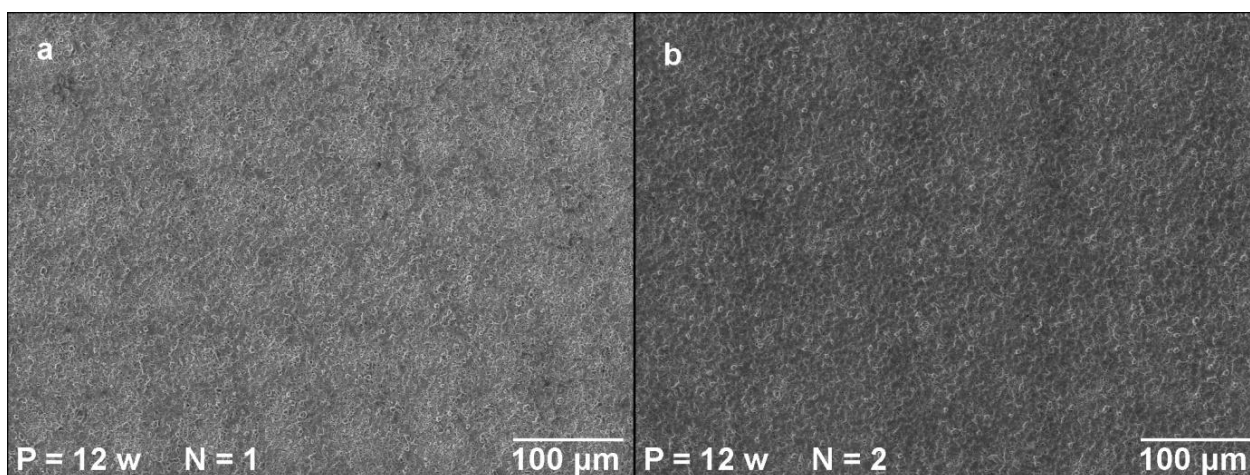


Figura 4.7 Corpo de prova de metal duro texturizado com potência de 12 W (a) com uma única texturização e (b) com duas texturizações.

Este padrão de distribuições de regiões claras e escuras assemelha-se à figura 3.3d. Nas superfícies que foram texturizadas duas vezes pelo laser, a rotação dos planos de texturização era de 90 °. O padrão mostrado na figura 4.7a já não era assim tão fácil de ser identificado. A figura 4.7b mostra uma superfície que foi texturizada duas vezes com potência de 12 W. O padrão de alternância de regiões claras e escuras não foi intensificado, ao contrário foi parcialmente destruído. Observando a figura 3.3d, ao se aplicar uma rotação de 90 ° o padrão deveria repetir-se e manter ou acentuar as diferenças mostradas na figura 4.7a. No sistema de texturização existente, a repetitividade nas distâncias entre centros está diretamente relacionada à estabilidade

da frequência de pulso do laser e à estabilidade da velocidade de translação do feixe imposta pelo sistema galvanométrico. Estas duas condições de trabalho foram mantidas constantes durante toda a texturização. Também foram mantidos inalterados a posição do corpo de prova e o programa de controle até a conclusão das texturizações. Ao se impor uma rotação entre diferentes varreduras de superfície, o sistema não permite a atribuição do centro de giro. Provavelmente o posicionamento deslocado da peça a ser texturizada em relação ao centro do sistema de texturização criou condições para uma interferência destrutiva do padrão quando o ângulo de giro era de 90 °.

4.1.3 O efeito da texturização na microgeometria superficial

Na texturização realizada com a potência de 3 W, já foi possível observar na superfície um efeito de limpeza. A figura 4.8 evidencia seis diferentes superfícies observadas no microscópio eletrônico de varredura. A micrografia 4.8a mostra a superfície da ferramenta sem a preparação para a aplicação do revestimento.

Apesar da limpeza realizada por ultrassom, os grãos aparentam estar aglutinados. As imagens seguintes mostram o efeito do número de texturizações ou número de passadas do laser de mesma potência sobre a microestrutura da amostra. À medida que o número de pulsos aumenta, aumenta também a proporção de grãos maiores presentes na amostra. Isto é percebido quando se compara as micrografias 4.8b e 4.8c com as micrografias 4.8e e 4.8f. Vale observar que a superfície mostrada na figura 4.8f sofreu quatro passadas de texturização a mais que a superfície mostrada na figura 4.8b, mas a diferença de tamanho de grãos entre elas é inferior a 100%. Esta diferença pode ser explicada pelo coalescimento dos grãos que é favorecido pelo aumento do número de texturizações.

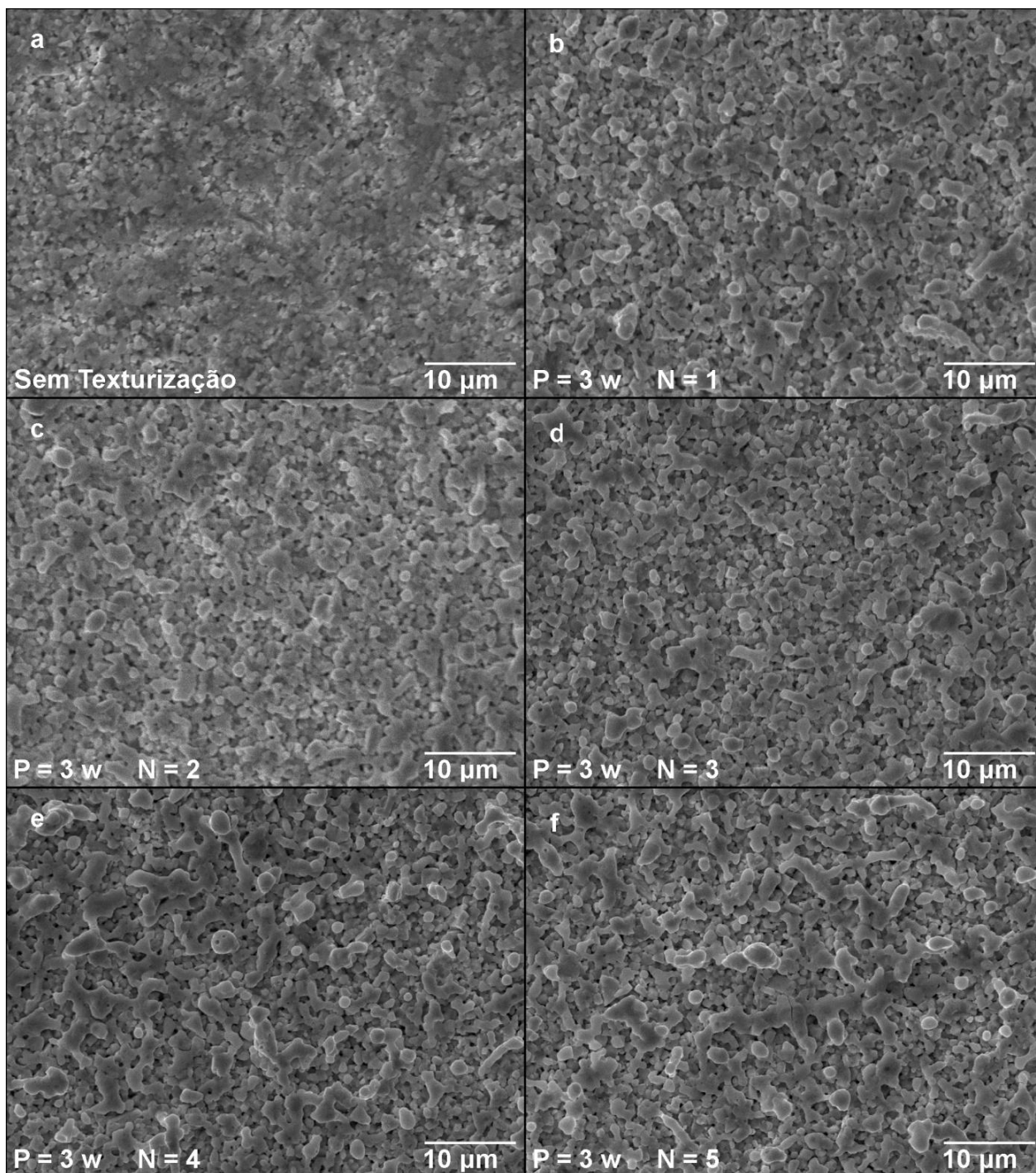


Figura 4.8 Comparação de micrografias de antes e após a texturização realizada a 3 W. (a) Superfície de referência. (b) 1 texturização. (c) 2 texturizações. (d) 3 texturizações. (e) 4 texturizações. (f) 5 texturizações.

Simulações de interação de pulsos laser de 308 nm com tempo de pulso de 20 ns em cobalto puro indicam que, quando a fluência do laser é de 3 J/cm^2 , a temperatura na superfície atinge 5000 K, provocando significativa ablação. Medidas experimentais indicam uma taxa de ablação de $\sim 0,065 \text{ }\mu\text{m/pulso}$ para esta fluência (LI et al., 2001e). Nas texturizações realizadas com potência média de 3 W, a fluência é de $3,8 \text{ J/cm}^2$. Isto provavelmente ajuda a explicar o aumento da rugosidade em relação à amostra não texturizada. Considerando que a temperatura de fusão do WC está entre 3070 e 3140 K, não se pode afirmar que a temperatura da superfície atingiu 5000 K, uma vez que o aumento do tamanho dos grãos só ocorre após a aplicação de sucessivas texturizações.

O valor de fluência utilizado é pelo menos dez vezes maior que a referência para realizar limpeza em superfícies metálicas (BREGAR, 2002) porém, um pronunciado efeito de limpeza foi percebido nas superfícies texturizadas. Na utilização de lasers para limpeza de superfícies é necessário cuidado para evitar danos à superfície do substrato ao remover contaminantes (WATKINS et al., 2003). A ausência de fortes interações que indiquem uma ablação severa, torna a fluência de $3,8 \text{ J/cm}^2$ valor limítrofe para operações de limpeza do metal duro mantendo-se constante todos os demais parâmetros do laser.

O rugosímetro utilizado realiza uma medição de deslocamento vertical da agulha a cada deslocamento horizontal de $0,125 \text{ }\mu\text{m}$. O raio de ponta do apalpador utilizado para realizar as medições de rugosidade era de $2 \text{ }\mu\text{m}$. Por intermédio das avaliações da rugosidade Ra não é possível diferenciar as superfícies que sofreram várias texturizações da superfície que sofreu apenas uma texturização, independentemente da potência do laser utilizada, como mostrado na figura 4.1. Não se consegue avaliar, pela medição da rugosidade, as diferenças provocadas pela tendência de crescimento dos grãos quando o número de texturizações aumenta. Somente quando se utilizou a potência de 15 W foi que a superfície texturizada com 5 passadas do laser apresentou valor um pouco maior da que as que receberam número menor de passadas. Analisando comparativamente os gráficos do perfil da rugosidade da superfície sem texturização e superfície texturizada com 3 W e 1 passada, é praticamente impossível encontrar alguma informação da texturização (figura 4.9a). A análise espectral dos dados de saída do rugosímetro poderia revelar uma periodicidade escondida nos dados, os quais poderiam ser associados ao procedimento de

texturização utilizado, à superposição do feixe ou às diferenças de tamanho dos grãos. A avaliação da densidade de potência espectral das medidas de rugosidade de cada superfície texturizada com a potência de 3 W não apresenta nenhuma diferença, independentemente do número de texturizações. As curvas de densidade espectral das diferentes texturizações realizadas a 3 W praticamente se superpõem e não apresentam nenhuma informação de periodicidade. Da mesma forma é a curva da densidade espectral da superfície sem texturização.

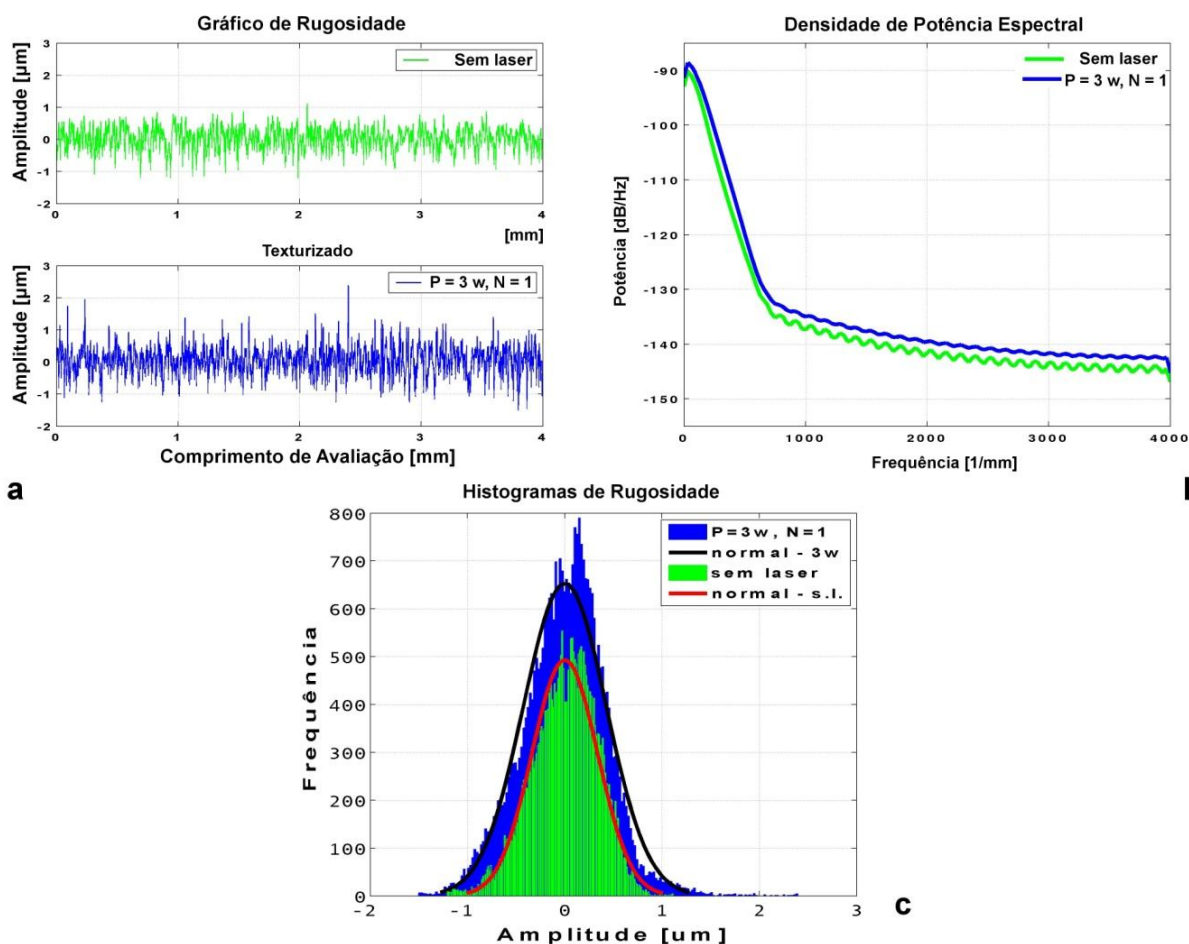


Figura 4.9 Diferenças entre os perfis de rugosidade em função da texturização. (a) gráfico de rugosidade. (b) densidade de potência espectral. (c) histograma de amplitude do sinal.

A superposição destas duas curvas (figura 4.9b) mostra que a distribuição de frequências é praticamente a mesma. A translação existente da curva de densidade espectral das superfícies

texturizadas com 3 W em comparação com a curva da superfície não texturizada, mostra que o efeito do laser sobre a superfície apenas amplificou o erro micro geométrico. As superfícies texturizadas com 3 W apresentam os picos e vales amplificados, tal como pode ser induzido pela diferença de valores de Ra . A figura 4.9c mostra histogramas dos dados de rugosidade tomados em relação à linha média das superfícies sem texturização e texturizadas com 3 W. A distribuição de frequências dos valores de amplitudes aproxima-se de uma normal nos dois casos e as diferenças são a amplitude e desvio padrão que são maiores para a superfície texturizada. Resumindo, os perfis de rugosidade das 2 superfícies são similares, havendo apenas diferença nas amplitudes dos picos e vales que compõem a rugosidade.

4.1.4 O efeito da potência do laser na microgeometria superficial

A medição de rugosidade não identifica nenhum efeito provocado pela superposição dos pulsos tal como previsto na figura 3.3d. Nenhuma periodicidade relacionada à superposição foi encontrada na análise da densidade espectral. Para baixas potências do laser, a superposição de pulsos não é fator de influência na rugosidade da superfície. Isto pode ser comprovado pela pequena variabilidade da rugosidade Ra em função do número de passadas.

A figura 4.10a exibe uma comparação dos perfis de rugosidade de superfícies texturizadas com 3 W e 15 W. A rugosidade Ra obtida com 15 W é o dobro daquela obtida com 3 W. A distribuição comparativa de frequência das amplitudes medidas (picos e vales) pode ser vista no histograma da figura 4.10b. Observa-se que a texturização realizada a 15 W apresenta uma maior população de vales de até $1,5\ \mu\text{m}$, bem como uma presença maior de picos de amplitude superior a $0,6\ \mu\text{m}$. A comparação de histogramas das rugosidades das superfícies de metal duro não texturizada e superfícies texturizadas apresenta uma forte tendência à normalidade. Na figura 4.9c comprova-se isto para a superfície não texturizada. O mesmo ocorreu para texturizações realizadas a 3, 6, 9 e 12 W, que não estão mostradas na figura. Somente as texturizações realizadas a 15 W apresentaram um afastamento de picos e vales em relação à curva normal. Nesta potência, os picos situados à direita que se afastam da curva normal provavelmente

auxiliam na composição dos fatores Rpk e $Mr1$ da curva de Abbott em função da sua amplitude, mas os vales de pequena profundidade, próximos da linha média do lado esquerdo da curva normal provavelmente não auxiliam a composição de Rvk e $Mr2$ na curva de Abbot em função da sua pequena amplitude.

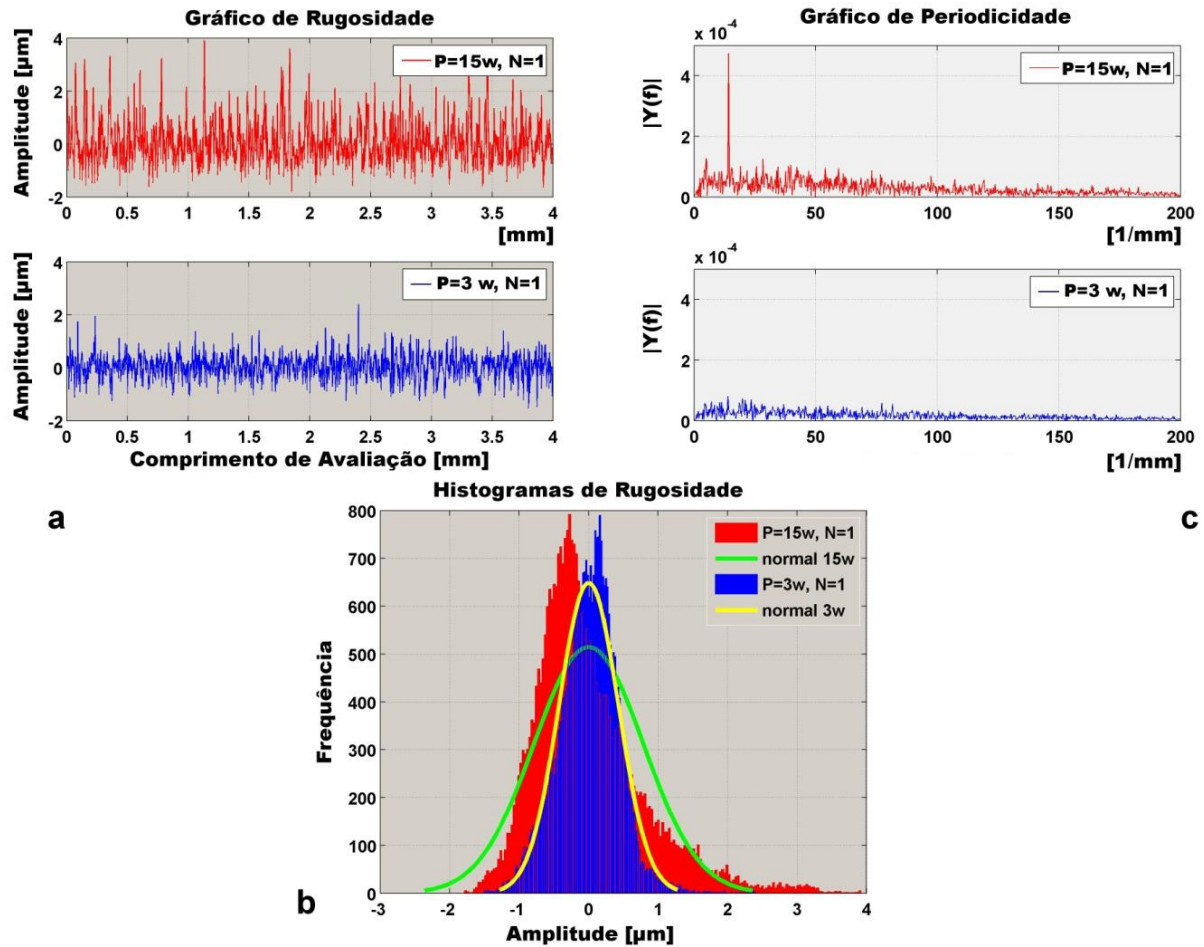


Figura 4.10 Alterações nos perfis de rugosidade em função da potência de texturização. (a) gráfico de rugosidade. (b) comparação de histogramas de amplitude do sinal. (c) comparação de gráficos de periodicidade.

Uma das aplicações da transformada de Fourier é a identificação de periodicidade em sinais contaminados com ruído. A aplicação da transformada de Fourier na função rugosidade do metal

duro texturizado com potência baixa sempre apresentou gráficos semelhantes aos obtidos da rugosidade de superfícies sem texturização. Nenhuma periodicidade se destacou nestas condições.

Na potência mais alta um pico associado à periodicidade de $14,16 \text{ mm}^{-1}$ estava sempre presente (figura 4.10c). A leitura que deve ser feita desta periodicidade é que num intervalo de 1 mm está ocorrendo 14,16 repetições periódicas de alguma propriedade associada à texturização que está influenciando a função rugosidade. A distância entre cada um destes sinais que estão presentes na função rugosidade e que apresentam um padrão de repetição detectado pela transformada de Fourier é de 0,07 mm. O parâmetro de texturização que pode ser associado ao comprimento de onda de 0,07 mm é a distância entre centros dos pulsos sucessivos. Este parâmetro, mantido constante em todos os ensaios, somente foi identificado com segurança na rugosidade das superfícies texturizadas com potência de 15 W. Desta forma pode-se inferir que somente nestas condições a ablação foi severa o suficiente para deixar marcas na superfície que caracterizavam o processo de texturização. A intensidade do pico de periodicidade está relacionada à amplitude do sinal. A medida que o número de texturizações variava, variava também a intensidade do sinal. Com duas texturizações a intensidade do pico sofreu uma redução de 4,8 para 2. Isto pode ser explicado pelo posicionamento deslocado da peça a ser texturizada em relação ao centro do sistema de texturização que cria condições para uma interferência destrutiva, tal como abordado no item 4.1.2. Porém, com a potência de 15 w, qualquer que seja o número de passadas do laser, a ondulação característica relacionada ao processo de texturização é detectada na função rugosidade.

A interação do laser com a superfície do metal duro é fortemente influenciada pela potência média do feixe incidente. A variação do dano superficial em função da variação da potência do laser incidente sobre o metal duro está mostrada na figura 4.11.

Observando as micrografias da figura 4.11b e 4.11f que mostram respectivamente superfícies texturizadas a 3 W e 15 W, pode-se inferir que as diferenças de rugosidade estão relacionadas ao tamanho de grãos presentes na microestrutura, ou melhor, ao tamanho dos obstáculos à movimentação da agulha de diamante do rugosímetro presentes na microestrutura.

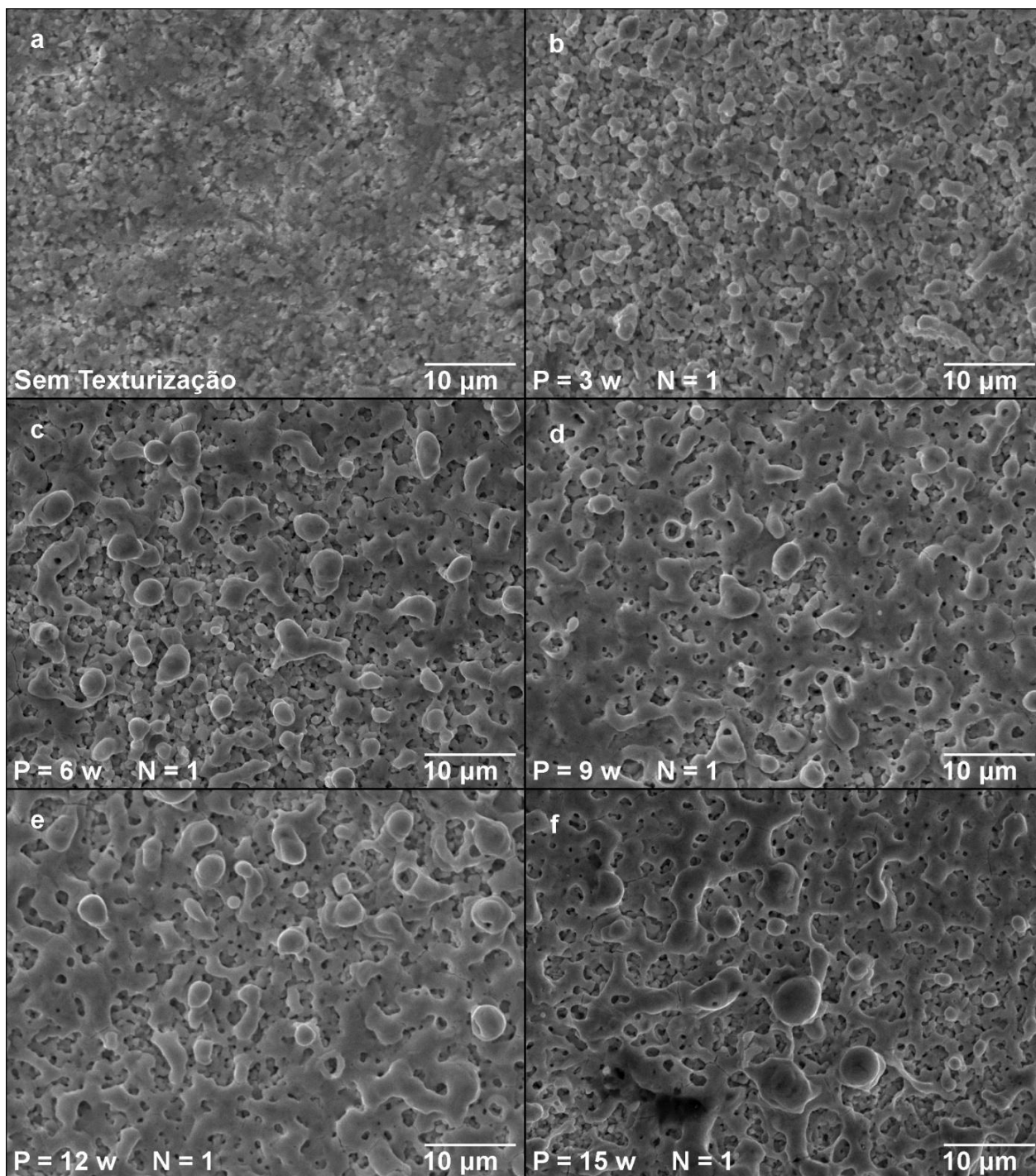


Figura 4.11 Diferenças entre as superfícies texturizadas em diferentes potências. (a) superfície de referência. (b) potencia de 3 W. (c) potencia de 6 W. (d) potencia de 9 W. (e) potencia de 12 W. (f) potencia de 15 W.

O histograma comparativo da rugosidade das superfícies texturizadas a 3 W e 15 W (figura 4.10b) mostra na cauda direita que os picos mais altos da texturização realizada a 3 W quase não ultrapassam 1,5 μm , enquanto que os picos de rugosidade da superfície texturizada com 15 W podem atingir 3,5 μm . A diferença de amplitude pode ser associada à diferença de tamanho dos grãos presentes na microestrutura

A superfície de comparação (figura 4.11a) não sofreu nenhuma interação com o laser. A observação das superfícies que sofreram uma única texturização com potências de 3 W (figura 4.11b) e 6 W (figura 4.11c) mostra claramente a influência deste fator no coalescimento dos grãos. À medida que a potência do feixe aumenta, aumenta consequentemente a parcela da energia que é absorvida pelos grãos, favorecendo o coalescimento de grãos, dando origem a grãos maiores. Até a potência incidente de 15 W, as superfícies texturizadas apenas uma única vez não apresentam um padrão de trincas facilmente identificável.

A temperatura da superfície aumenta linearmente com a fluência, independentemente da atenuação provocada pelo vapor para valores de fluência de até 3 J/cm^2 . Para maiores valores de fluência, a atenuação provocada pelo vapor induz uma estabilização da temperatura da superfície num patamar de 5500 K. A evaporação de material a partir da superfície promove o resfriamento e a composição do material evaporado gera uma blindagem superficial da radiação incidente. Além disso, a taxa da ablação cresce de forma não linear com o aumento da fluência. Valores experimentais mostram que para a fluência de 19 J/cm^2 a taxa de ablação é de 0,152 $\mu\text{m}/\text{pulso}$ (LI et al., 2001e). Nas superfícies texturizadas mostradas na figura 4.11 a potência média incidente variou linearmente de 3 W a 15 W, correspondendo linearmente a fluências de 3,8 J/cm^2 a 19,1 J/cm^2 . Considerando constante o número de texturizações, o aumento da rugosidade está diretamente ligado ao aumento da fluência.

O efeito da fusão dos carbetos de tungstênio pela irradiação de pulsos laser poderia resultar em reações com o oxigênio do ar, levando à formação de gases voláteis como CO e CO₂. Os furos nos grãos de carbetos fundidos, mostrados na figura 4.11f, poderiam ser consequências do escape de carbono (LI et al., 2001d).

4.1.5 O efeito da fluência e a geração de trincas

Os cinco níveis de potência incidentes combinados com os diferentes números de texturizações realizadas sobre a superfície permitem identificar cada uma das superfícies pela quantidade de energia acumulada por unidade de área. Na tabela 4.3 estão indicados os valores de fluência calculados para cada uma das vinte e cinco superfícies texturizadas.

A fluência acumulada deve ser entendida como a quantidade total de energia aplicada em uma superfície. A texturização consistia de aplicar pulsos sucessivos superpostos até que toda a superfície fosse recoberta. Desta forma, um novo aporte de energia numa mesma região somente aconteceria após a finalização de uma fase do processo.

Os valores de fluência acumulada permitem agrupar as diferentes condições de ensaio em grupos de superfícies com o mesmo valor de densidade de energia superficial. Quinze grupos foram formados.

Tabela 4.3 Fluência Acumulada [J/cm^2].

	Número de passadas do laser (N)				
Potência	1	2	3	4	5
3 W	3,82	7,64	11,46	15,28	19,10
6 W	7,64	15,28	22,92	30,56	38,20
9 W	11,46	22,92	34,38	45,84	57,30
12 W	15,28	30,56	45,84	61,12	76,39
15 W	19,10	38,20	57,30	76,39	95,49

Quatro grupos de diferentes fluências acumuladas possuem apenas um único elemento de superfície. Assim, as superfícies texturizadas com fluência acumulada de 3,82 34,38 61,12 e 95,49 são únicas.

Um grupo possui três tratamentos diferentes, isto é, este grupo de 3 superfícies foi texturizado em diferentes potências e números de texturizações que resultaram numa mesma fluência acumulada. A micrografia destas superfícies pode ser vista na figura 4.12 onde pode-se observar comparativamente os diferentes efeitos do laser sobre o metal duro. A severidade da interação laser com metal duro é mais pronunciada quanto maior for a potência do feixe incidente. E desta forma para um mesmo valor de fluência acumulada superfícies texturizadas com um maior número de passadas apresentam uma superfície com menor severidade de interação em função da menor potencia do feixe incidente.

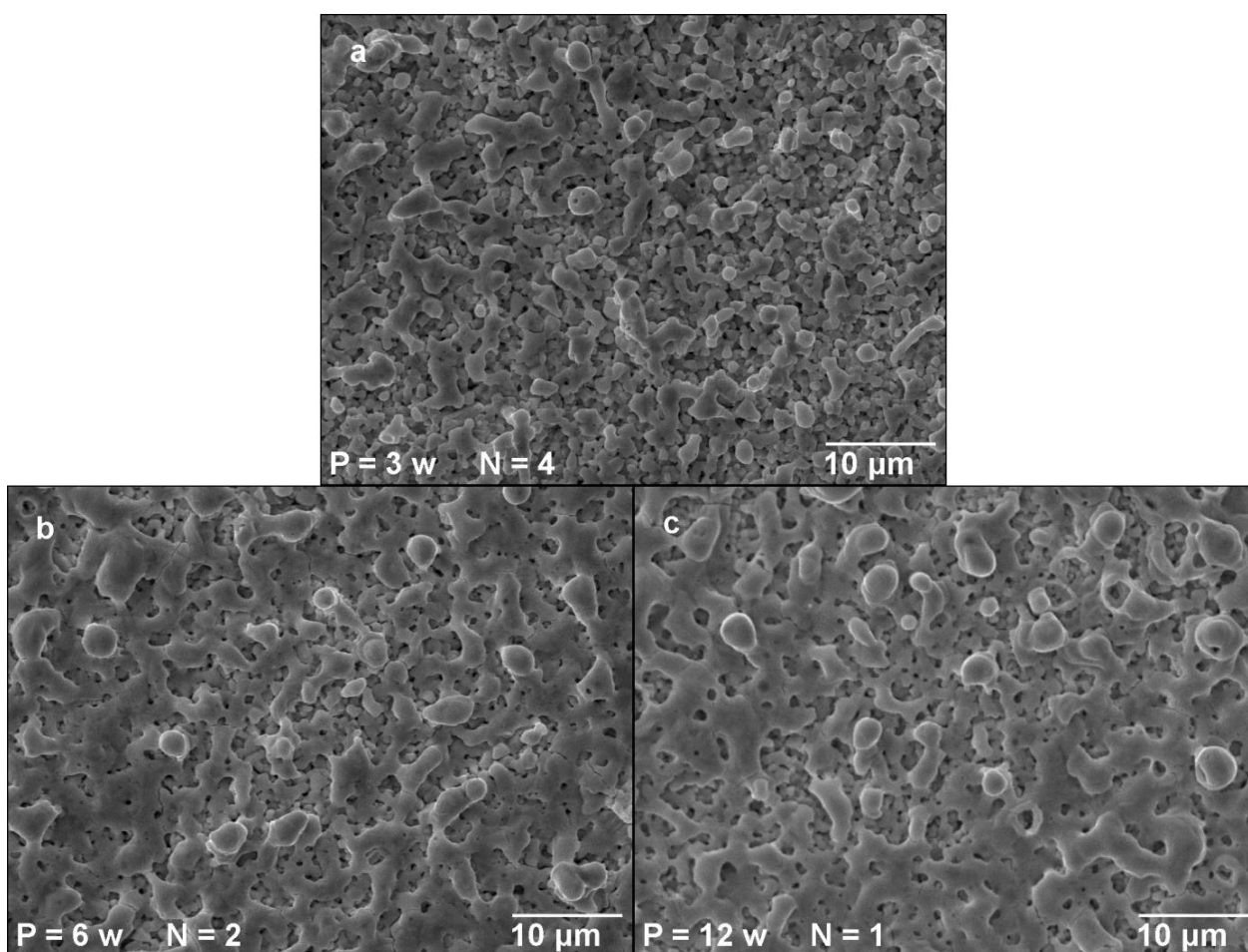


Figura 4.12 Diferenças entre as superfícies texturizadas com a mesma intensidade acumulada de 15,28 J/cm². (a) P = 3 W N = 4.(b) P = 6 W N = 2. (c) P = 12 W N = 1.

A comparação das três superfícies tratadas com a mesma fluência acumulada mostra que a rugosidade final é menor para a superfície texturizada com a menor potência e maior número de passadas do laser. Por exemplo, a superfície texturizada com potência de 3 W realizando-se quatro passadas (figura 4.12a) apresenta rugosidade de $Ra = 0,33 \mu\text{m}$, enquanto a superfície texturizada com 6 W com duas passadas apresenta rugosidade de $Ra = 0,51 \mu\text{m}$ (figura 4.12b) e, finalmente, a superfície texturizada com potência de 12 W e uma única passada apresenta rugosidade de $Ra = 0,59 \mu\text{m}$ (figura 4.12c). Em todas estas superfícies, a fluência acumulada é de $15,28 \text{ J/cm}^2$. As microestruturas são mais finas nas superfícies texturizadas com a menor potência do feixe do laser. Nove grupos finalizam todas as superfícies texturizadas. Cada grupo consiste de dois elementos de superfícies texturizadas com o mesmo valor de fluência acumulada.

Das vinte e cinco superfícies texturizadas, treze apresentaram trincas observáveis em microscópio eletrônico e estão agrupadas na tabela 4.3 em tons de cinza. Aparentemente um limiar entre $22,92$ e $30,56 \text{ J/cm}^2$ se estabelece para o surgimento de trincas. As superfícies submetidas a uma intensidade acumulada superior a $22,92 \text{ J/cm}^2$ apresentam uma textura que indica uma fusão de praticamente toda a superfície irradiada.

Alguns defeitos de texturização podem ser vistos na figura 4.13. A figura 4.13a evidencia a microestrutura da texturização realizada com potência média de 6 W com 4 passadas (fluência acumulada de $30,56 \text{ J/cm}^2$).

Possivelmente as trincas formadas são em função do resfriamento rápido do material fundido que gera tensões de tração que impõem deformações maiores que o material pode suportar. Na medida que a fluência acumulada cresce, a presença de trincas é mais destacada, aumentando a fragilidade da camada fundida. Em alguns casos, possivelmente o simples procedimento de limpeza em ultrassom forneceu energia suficiente para promover o destacamento de fragmentos microscópicos da superfície trincada, como pode ser observado pela figura 4.13b. Neste caso, a superfície foi texturizada por quatro vezes com potência média incidente de 12 W (fluência acumulada de $61,12 \text{ J/cm}^2$). Com cinco texturizações a figura 4.13c mostra que a densidade de defeitos de poros e vazios aumenta, sem necessariamente aumentar o tamanho dos defeitos.

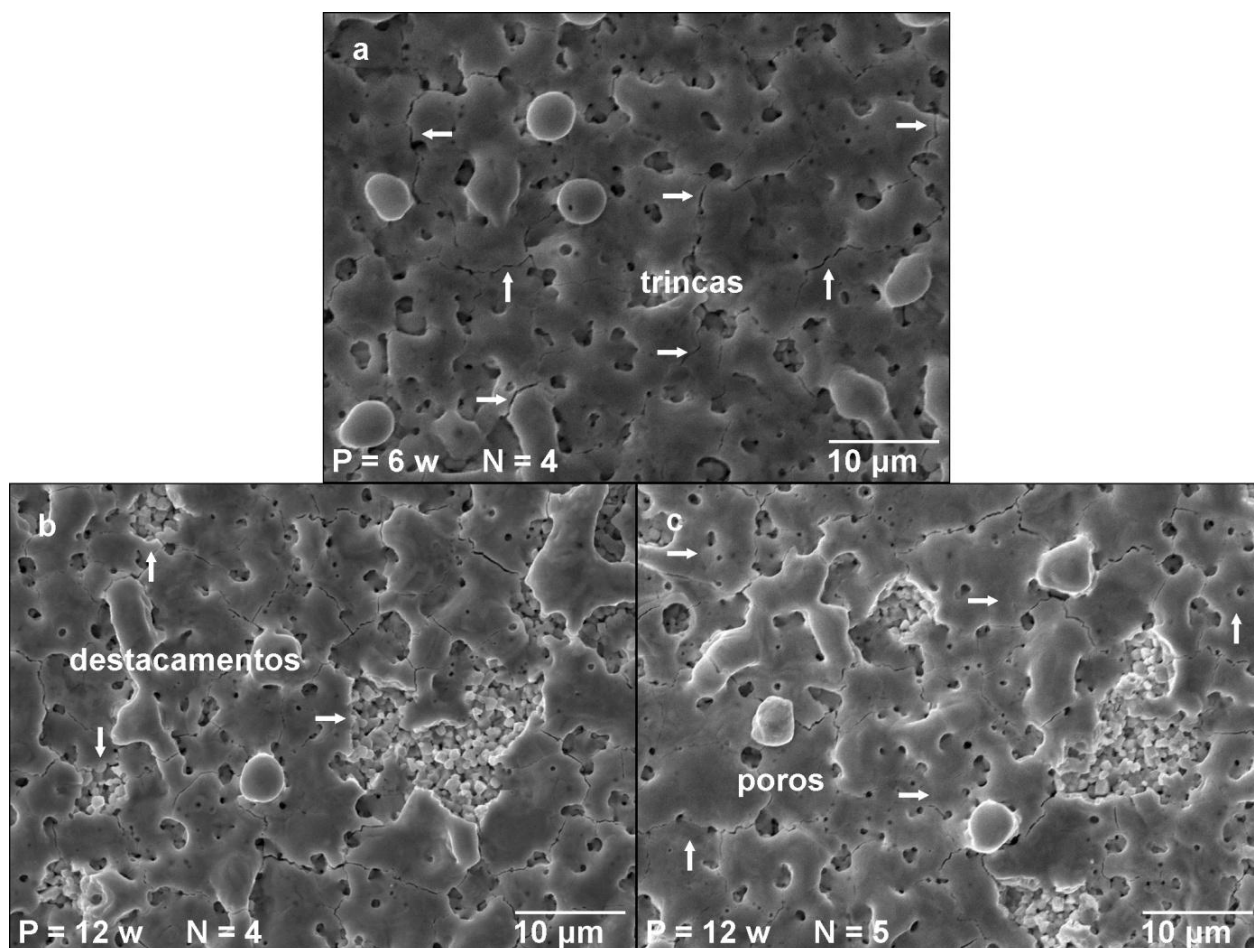


Figura 4.13 Geração defeitos na texturização. (a) trincas.(b) destacamentos. (c) poros.

4.1.6 O efeito da água na texturização de metal duro

A figura 4.14 exibe um conjunto de microestruturas decorrentes de tratamentos com laser realizados sobre o metal duro com e sem uma camada de 4 mm de água sobre a peça alvejada.

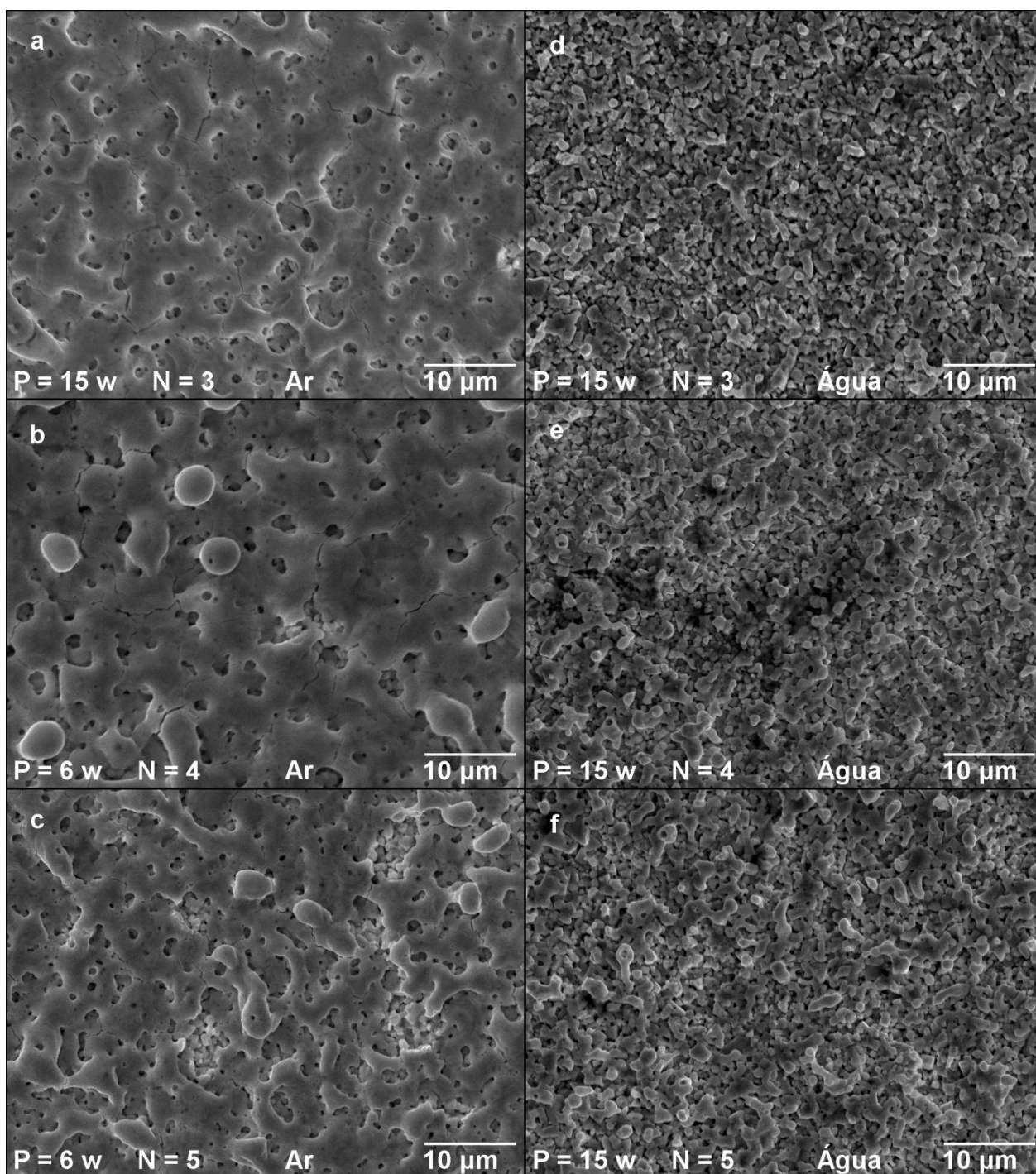


Figura 4.14 – Fotos de superfícies texturizadas com e sem a presença de água. (a) P = 15 W N = 3 ar. (b) P = 6 W N = 4 ar. (c) P = 6 W N = 5 ar. (d) P = 15 W N = 3 água. (e) P = 15 W N = 4 água. (f) P = 15 W N = 5 água.

A figura 4.14a mostra a superfície tratada com potência média de 15 W com três texturizações em ar e a figura 4.14d em água nas mesmas condições. A figura 4.14a, em que a fluência acumulada é de $57,30 \text{ J/cm}^2$, apresenta uma superfície em que houve uma fusão total da área sobre o feixe, com geração de trincas características do resfriamento do material fundido.

Na figura 4.14d, cuja única diferença de tratamento é a camada de líquido, a estrutura é composta de grãos finos contrastando com a imagem da superfície texturizada ao ar. Como a espessura de líquido que cobria a pastilha era de apenas 4 mm e o comprimento de onda do laser de 532 nm, pode-se inferir que não houve atenuação da energia incidente sobre as amostras que se encontravam debaixo d'água pois o comprimento de absorção Δ é superior a 10 m para o comprimento de onda do laser utilizado (KRUUSING, 2004).

As características geométricas do sistema laser utilizado neste trabalho (ver figura 3.3) foram: distância entre a superfície de texturização e o último elemento ótico (lente) - 220 mm; diâmetro do feixe ao deixar a lente - 12,7 mm; diâmetro do feixe na superfície texturizada - 0,100 mm. Com estes parâmetros pode-se estabelecer o ângulo entre o feixe e a normal à superfície do líquido que foi de $1,64^\circ$. Considerando o índice de refração do ar igual à unidade e da água em relação ao ar igual a 1,33, pode-se estimar o erro aproximado no diâmetro de focalização sobre a superfície em função da espessura da camada de líquido (figura 4.15).

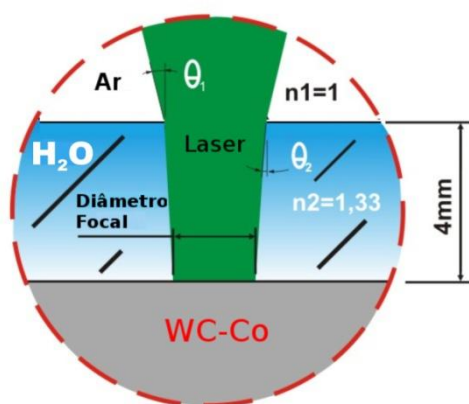


Figura 4.15. Variação do diâmetro de focalização em função do fenômeno da refração da luz.

Este erro decorre da opção de não se alterar a montagem experimental modificando a distância entre o último elemento ótico e a superfície a ser texturizada. Desta forma, utilizando a lei de Snell pode-se estimar o diâmetro do feixe sobre a superfície a ser texturizada que está 4 mm abaixo da superfície do líquido. Levando em conta que o novo diâmetro de focalização foi majorado de 0,100 mm para ~ 0,156 mm, os valores de energia luminosa por unidade de área nas texturizações realizadas debaixo d'água foram de até 2,43 vezes menores que a fluência sobre as amostras tratadas ao ar, uma vez que foram mantidos os parâmetros do laser e a reflexão desprezada.

Na figura 4.14b a superfície tratada com potência de feixe de 6 W e texturizada 4 vezes ao ar também apresenta uma estrutura de fusão com a presença de algumas trincas de resfriamento. A densidade de potência do feixe incidente é de $58,8 \text{ MW/cm}^2$ e a intensidade de energia acumulada é de $30,56 \text{ J/cm}^2$. Esta unidade experimental é a que mais se aproxima em densidade de potência e intensidade de energia do feixe acumulada com os parâmetros de ensaio debaixo d'água da figura 4.14e. Nela (figura 4.14e), a densidade de potência considerando as alterações dimensionais impostas ao feixe pela refração apresenta densidade de potência corrigida de $60,4 \text{ MW/cm}^2$ e intensidade de energia acumulada de $31,39 \text{ J/cm}^2$. Na comparação das figuras 4.13c e 4.13f que mostram as superfícies tratadas a seco e com a camada de 4 mm de água, os valores de densidade de potência do pulso e fluência acumulada são respectivamente $58,8 \text{ MW/cm}^2$ e $38,20 \text{ J/cm}^2$ para o tratamento a seco e $60,4 \text{ MW/cm}^2$ e $39,24 \text{ J/cm}^2$ para o tratamento com água.

Quando o pulso de laser incide sobre a água, ele praticamente não sofre atenuação graças ao comprimento de onda e à pequena espessura do filme de líquido. O feixe de luz sofre refração e, em função disto, o diâmetro focalizado sobre a superfície texturizada é maior, reduzindo consequentemente a fluência e a densidade de potência. Ainda assim os valores incidentes são capazes de gerar aumento de temperatura sobre o substrato gerando fusão e ablação. A densidade de potência característica do processo laser “shoot peening” é de ordem de $1\text{-}100 \text{ GW/cm}^2$ (KRUUSING, 2004) e os valores alcançados neste trabalho são duas ordens de grandeza inferiores. Os valores de densidade de potência também são inferiores aos do processo laser “shocking processing” em escala micrométrica (CHEN, 2004). Em função disto, não se espera que o colapso do plasma gerado na ablação confinada venha a induzir no líquido ondas de choque capazes de provocar elevadas tensões residuais compressivas no material. Possivelmente, após o

término da expansão do plasma, o choque de contato entre o líquido e o metal duro fundido impediu a formação de uma estrutura grosseira em função da elevada velocidade de resfriamento da água em comparação com o ar. Além disso, o choque de contato entre o metal fundido e a água acentuou o efeito de limpeza. Este mecanismo de interação entre laser e metal duro na interface metal duro líquido provavelmente explica a diferença de texturas entre a e d, b e e, c e f, mostradas na figura 4.14.

A figura 4.16 mostra graficamente um comparativo da rugosidade da superfície texturizada debaixo d'água com as superfícies texturizadas ao ar. Os baixos valores de rugosidade do tratamento feito com água, comparados com aqueles obtidos no tratamento a seco, confirmam a estrutura refinada mostrada na análise metalográfica.

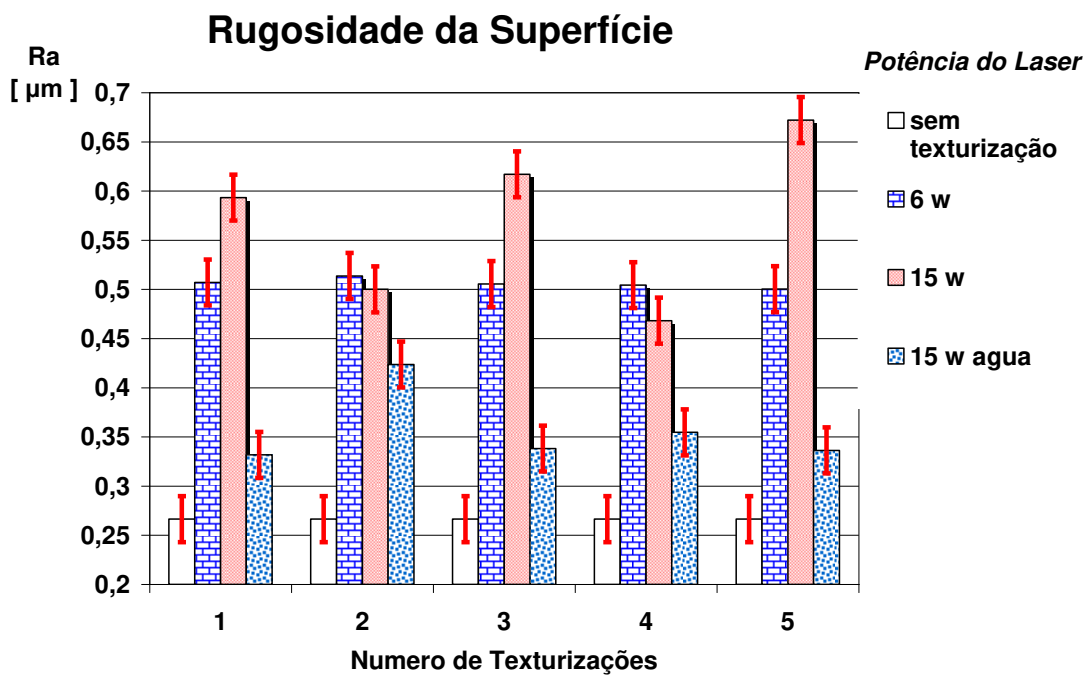


Figura 4.16 Influência do uso da água na rugosidade da superfície texturizada.

4.2 Segundo bloco de ensaios

Diante das avaliações efetuadas em microscópio ótico e da pouca variabilidade da rugosidade com o número de passadas, o número de três texturizações aparentemente é o mais adequado. Realizando-se um mínimo de três texturizações fica totalmente descartada a possibilidade de intensificação da formação de padrão de relevos como mostrado na figura 3.3d. Além disso, maior número de texturizações apresenta a tendência de promover o crescimento dos grãos. A escolha do nível de potência de 9 W levou em conta a determinação da potência mínima necessária para promover a interação do laser com o metal duro submerso. O desejo de se obter microestruturas finas sem a formação de trincas na condição submersa e a formação de uma textura que apresenta periodicidade determinaram a escolha da potência de 15 W, a máxima potência disponível. Desta forma as variáveis de texturização dos substratos usados nos ensaios de torneamento foram potência de 9 e 15 W e ambiente de texturização ao ar e submerso. O número de texturizações foi mantido constante e igual a três em todos os ensaios. Os parâmetros escolhidos para texturização encontram-se na região onde trincas foram detectadas nas amostras (tabela 4.3). Essas microtrincas são formadas pelas tensões térmicas resultantes do rápido aquecimento e resfriamento dos elementos do substrato presentes na superfície e se formam durante a etapa de solidificação da poça de fusão.

A tabela 4.4 mostra um comparativo das condições de texturização laser escolhidas para se avaliar a eficiência da texturização em testes de usinagem. Viana, 2009, trabalhando com texturização realizada com laser de vapor de cobre, detectou trincas nas superfícies texturizadas, porém, as trincas não interferiram na adesão do revestimento e no desempenho superior das ferramentas texturizadas avaliadas por ensaios de vida no fresamento de ferro fundido. As trincas também foram detectadas por Arroyo, 2009.

Tabela 4.4 Texturização Laser avaliadas em testes de usinagem.

Autor	Arroyo, 2009		Viana, 2009	Este trabalho	
Fonte laser	Vapor de Cobre		Vapor de Cobre	Nd:YAG	
comprimento de onda λ [nm]	510		510	532	
largura do pulso τ_p [ns]	30		30	130	
diâmetro focal do feixe [μm]	30		30	100	
Frequência de operação [Hz]	13800		13800	10000	
Intensidade [MW/cm^2]	239	410	683	88	147
Numero de texturização	64	2	3	3	
Fluência Acumulada [J/cm^2]	459,27	24,60	61,51	34,38	57,30

4.2.1 O substrato 4225

O substrato classe 4225 analisado foi retirado do processo de fabricação antes da aplicação do revestimento. A superfície do substrato foi limpa com acetona em ultrassom por 5 minutos para ser caracterizada no microscópio eletrônico de varredura. A superfície mostra uma distribuição homogênea de grãos com granulometria diversa (figura 4.17a). Através de uma avaliação comparativa de quinze medições de grãos de tamanho grande e quinze medições de grãos de tamanho pequeno estima-se que o substrato é composto superficialmente de grãos maiores, de tamanho médio de $3,6 \mu\text{m}$, e grãos menores, de tamanho médio de $1,0 \mu\text{m}$. Análises pontuais de EDS efetuadas em vários trechos da amostra revelaram apenas a presença de dois elementos; tungstênio e traços de cobalto.

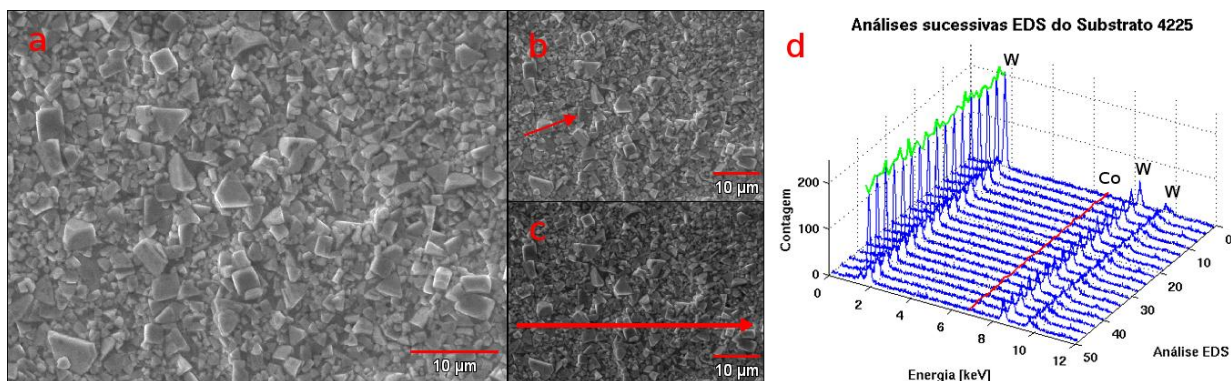


Figura 4.17 Caracterização do Substrato 4225. (a) granulometria média de 3,6 μm . (b) e (c) regiões analisadas por EDS. (d) justaposição dos gráficos de análises de EDS.

A observação de vários trechos da amostra, com a realização de análises EDS indicavam sempre proporções próximas de tungstênio e cobalto, evidenciando uma composição homogênea, áreas de segregação não foram identificadas. Não foram encontradas regiões ricas em cobalto.

Análise de EDS sequenciais em torno de uma linha, tal como indicado nas figuras 4.17b e 4.17c, também mostraram uma quase constância da proporção de tungstênio e cobalto. Tal como pode ser visto na figura 4.17d, a superposição de análises EDS mostram sempre os picos de energia característicos do tungstênio. A região no espectro de energia onde há o pico principal do tungstênio está indicada em verde, onde as oscilações de contagem das cinquenta análises estão representadas. Os picos secundários do tungstênio são observáveis. A região do espectro de energia associada ao cobalto indicada em vermelho, sugere a baixa concentração deste elemento na superfície.

4.2.2 A texturização do substrato 4225

A variação granulométrica do substrato e a sua composição exercem uma grande influência no resultado final da texturização. A resposta da superfície ao laser pelo substrato 4225 tem algumas semelhanças em relação ao substrato utilizado no primeiro bloco de ensaios. As texturizações realizadas sob uma camada fina de água praticamente não alteraram o formato

granular da superfície. Tal como ocorreu quando se comparou as figuras 4.14a e 4.14d, a diferença surge apenas na aparente ação de limpeza do laser. O efeito de atenuação da densidade de potência provocada pela difração praticamente elimina a aparência de fusão superficial para a texturização realizada com potência de 9 W em água. Na texturização realizada ao ar, o aspecto das superfícies do substrato 4225 quando comparada com a texturização do substrato utilizado no primeiro bloco de ensaios sugere que uma potência inferior atingiu a superfície. Quando se compara as imagens das figuras 4.18a com a preparação industrial padrão da superfície e 4.18b (texturizada com 9 W ao ar), tem-se a impressão que a potência do laser não foi suficiente para fundir completamente os carbetos maiores da superfície. Como ela é composta de carbetos com diferenças de tamanho de até três vezes, pode-se esperar também uma relativa diferença de altura dos carbetos. A figura 4.18c mostra que com a potência do laser de 15 W ao ar foi possível provocar a fusão de todos os carbetos e que, nestas condições, encontra-se próximo do limiar de geração de trincas de solidificação. A presença de carbetos como o TiC e TaC que possuem condutibilidade térmica relativamente baixa ($k = 22$ e $30,93$ W/mK) quando comparado com o WC ($84,02$ W/mK), provoca respostas diferentes à mesma energia incidente, gerando maior temperatura superficial. O gradiente de temperatura no TiC e no TaC é mais alto que no WC na região próxima à superfície. Em função do grande gradiente de temperatura, a expansão e deformações térmicas geram elevadas tensões superficiais, tornando possível a formação de trincas (YILBAS et al., 2007).

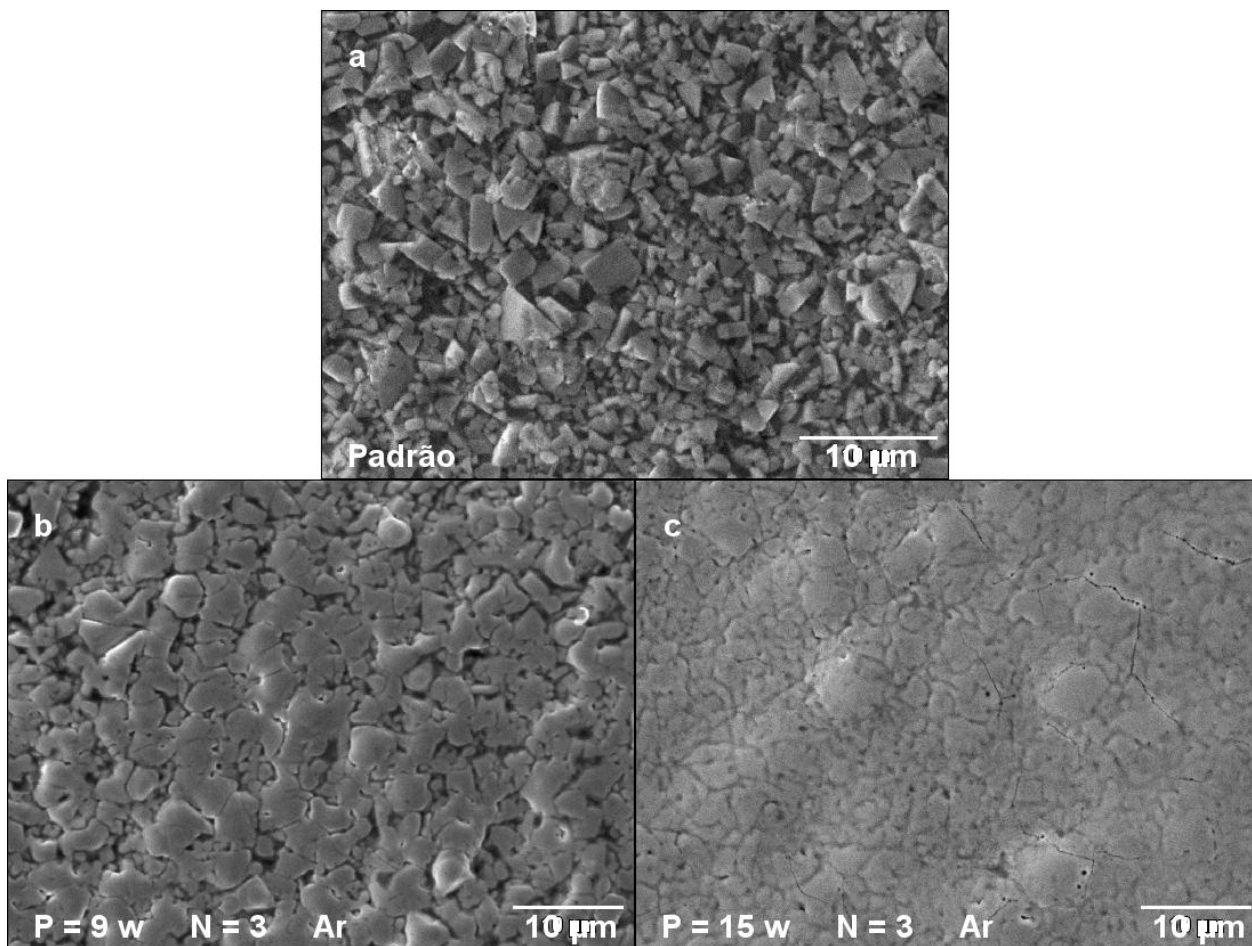


Figura 4.18 Comparação entre texturizações do substrato 4225. (a) texturização comercial (jateada) padrão. (b) texturização laser P = 9 W N = 3 em ar. (c) texturização laser P = 15 W N = 3 W em ar.

As análises de EDS do corpo de prova de texturização utilizados no primeiro bloco de ensaios revelaram a presença de Ti. O substrato 4225 apresenta somente W e Co. Outra possível explicação para a diferença de resposta dos substratos com relação à texturização está na diferença de tonalidade das pastilhas, que favorece uma absorção maior da luz.

A análise da superfície texturizada com 9 W ao ar mostra em alguns pontos a existência de segregação do cobalto. Há regiões onde a concentração de cobalto é baixa, atingindo concentrações em peso da ordem de 1%, tal como indicado pelo ensaio de EDS 7 da figura 4.19d, que mostra o resultado de análise EDS de uma porção da amostra da figura 4.19a. Porém, numa

janela de observação do microscópio eletrônico muito próxima indicada na figura 4.19b, há oscilações de valores de concentração de cobalto. Nos cinco pontos ensaiados a concentração de cobalto em peso variou de 5 a 25%. A figura 4.19d também mostra o resultado da análise EDS feita no ponto 1 mostrado na figura 4.19b. Nas figuras 4.19a e 4.19c pode-se observar como, em torno de 50 ensaios de EDS realizados ao longo de uma linha, a contagem dos picos de energia associados aos elementos tungstênio e cobalto elemento oscilam.

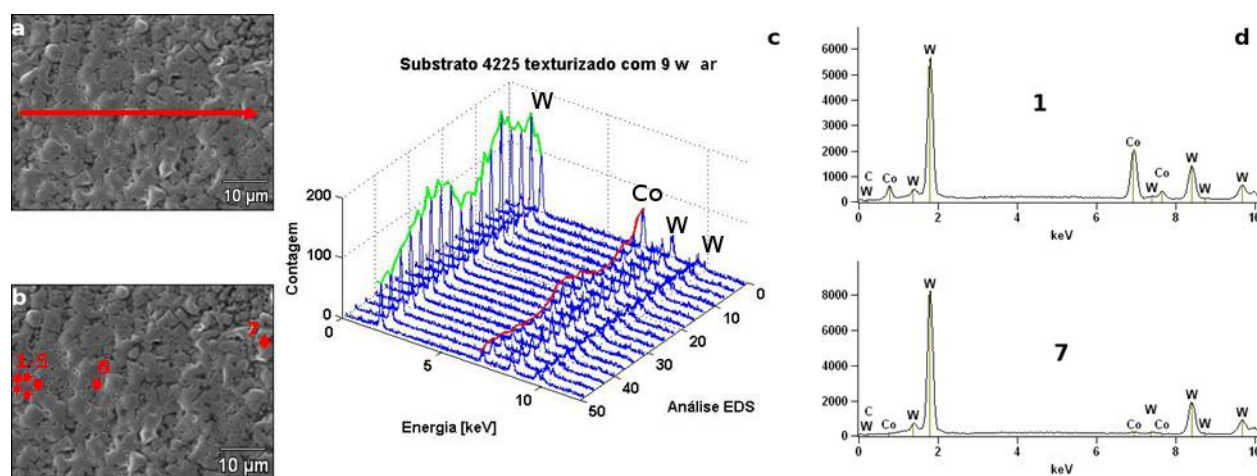


Figura 4.19 Variação da concentração de cobalto no substrato 4225 texturizado com 9 W ao ar. (a) e (b) identificação do segmento e pontos analisados. (c) variação dos elementos ao longo da linha. (d) resultado de análises localizadas

Já com relação às texturizações realizadas ao ar com potência de 15 W, pelos ensaios de EDS pontuais e alinhados não se percebeu praticamente flutuação nas concentrações de cobalto. Ela se manteve em torno dos 8%. Na figura 4.20a indica-se a linha ao longo da qual os ensaios de EDS foram realizados e na figura 4.20c estão agrupadas 17 do total de 50 análises realizadas ao longo da linha. Objetivando encontrar uma concentração maior de cobalto na região de contorno de grão, um segmento menor de reta identifica na figura 4.20b o local onde outra sequência de análises foi efetuada. Os resultados mostram na figura 4.20d que praticamente não há alteração da concentração de cobalto na região de contorno de grão.

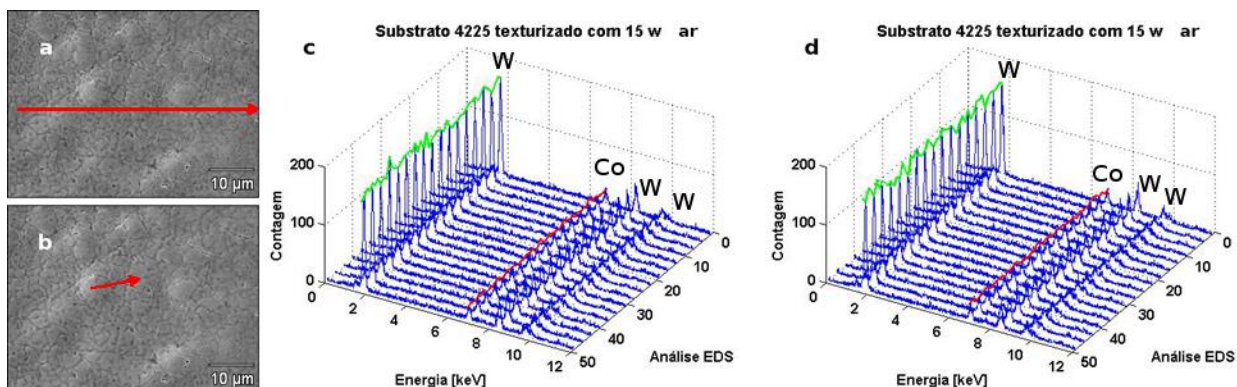


Figura 4.20 Variação da concentração de cobalto no substrato 4225 texturizado com 15 W ao ar. (a) e (b) identificação dos segmentos analisados. (c) e (d) variação dos elementos ao longo da linha

4.2.3 O substrato 1005

O substrato 1005 apresenta uma estrutura granulométrica homogênea com tamanho de grão médio inferior a $0,6\ \mu\text{m}$ caracterizando-se como metal duro de microgrão evidenciando alguns grãos esparsos de tamanho de $\sim 3\ \mu\text{m}$. A presença destes grãos maiores poderia ser caracterizada como impureza uma vez que a sua presença era inferior a $\sim 1\%$ em relação à matriz. Na figura 4.21a, que mostra a superfície do inserto antes da texturização, nota-se a presença de um grão com tamanho de $3,4\ \mu\text{m}$ e algumas unidades de tamanho inferior a $2,5\ \mu\text{m}$ se destacando na matriz de granulometria homogeneamente fina.

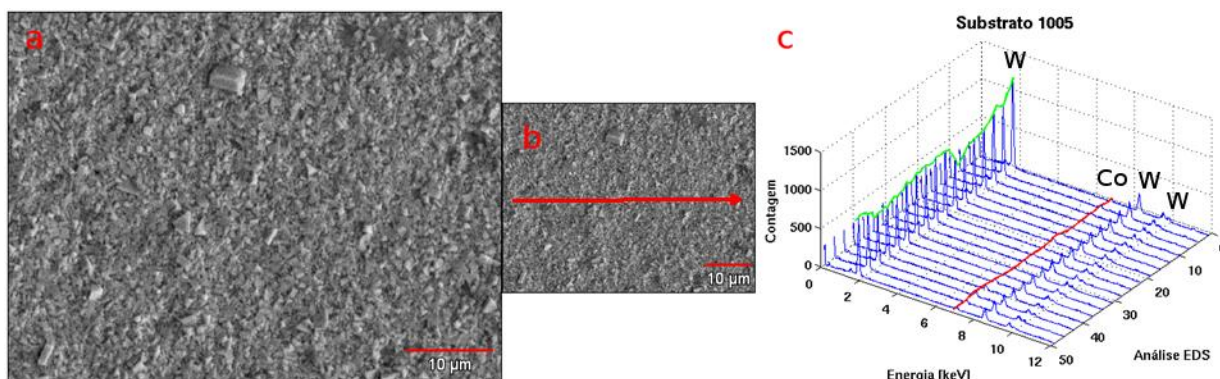


Figura 4.21 Granulometria e ariação da concentração de cobalto no substrato 1005 sem texturização. (a) distribuição homogenea de grãos de 0,6 µm de WC. (b) identificação do segmento analisado. (c) variação de concentração dos elementos ao longo da linha.

Utilizando o mesmo procedimento de execução de sucessivas análises de EDS ao longo de uma linha (figura 4.21b e 4.21c) não foi possível encontrar regiões onde houvesse segregação de cobalto em direção à superfície. Isto pode ser visto pela linha vermelha na figura 4.21c, que mostra a concentração de Co em diversos pontos da linha azul mostrada na figura 4.21b.

O efeito do tamanho de grão fino sob a texturização pode ser avaliado na figura 4.22. Nela se observa uma micrografia do metal duro micro grão texturizado pelo processo padrão industrial (figura 4.22a), texturizado com laser de 9 W e 15 W de potência média em ar (figura 4.22b e 4.22c).

Nota-se na texturização realizada com 9 W uma leve semelhança com a texturização realizada com o substrato 4225 (figura 4.18b), porém em escala menor. A potência incidente do laser não foi capaz de promover a fusão completa e homogênea de todos os grãos de carbeto superficiais. Aparentemente em algumas regiões permaneceram pequenos relevos de grãos parcialmente fundidos, tal como pode ser observado na região esquerda da figura 4.21b. Na região fundida localizada na área superior direita, os contornos de grãos do metal duro fundiram-se plenamente, sem a presença de trincas de solidificação.

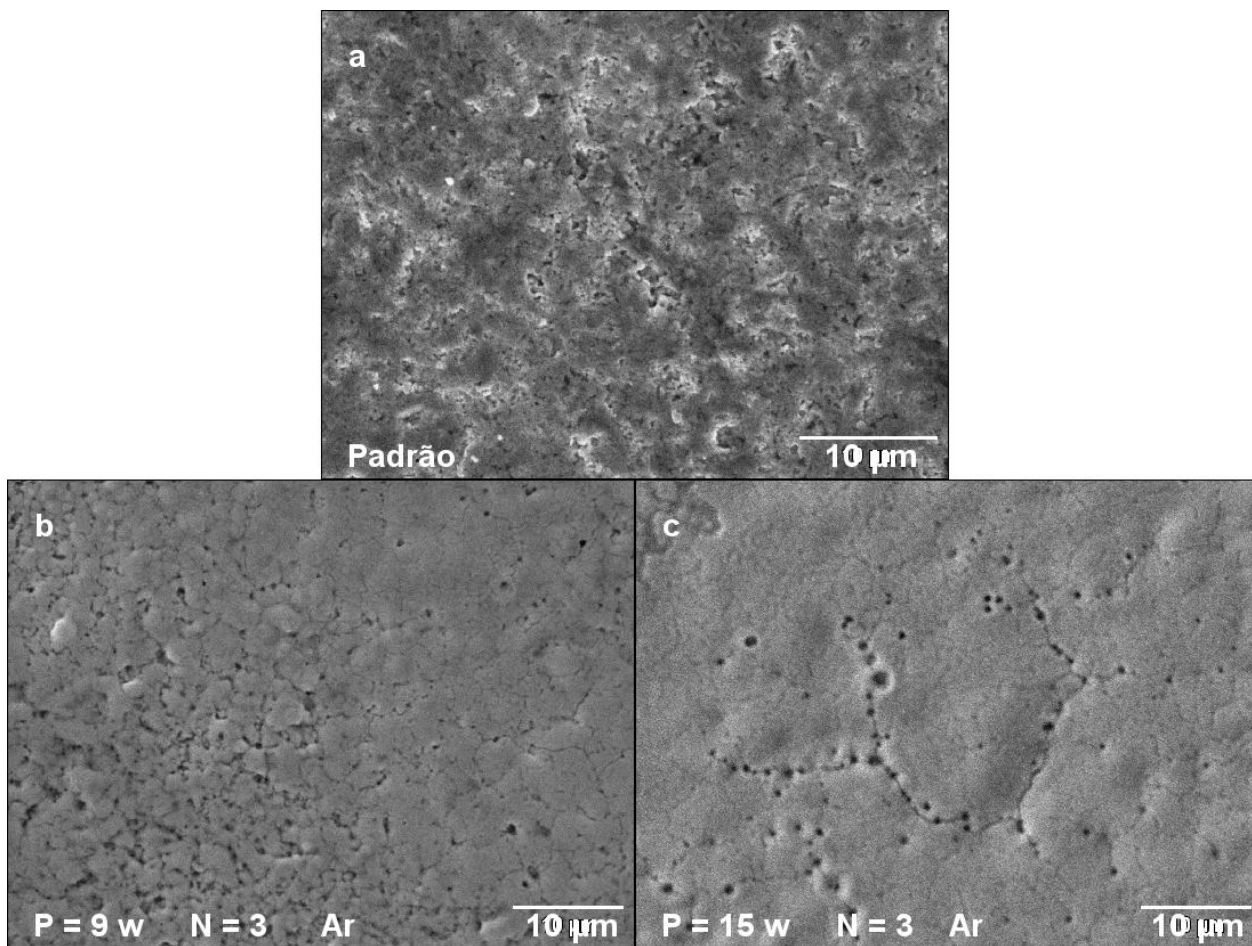


Figura 4.22 Efeito do laser na microestrutura do substrato 1005. (a) superfície com texturização comercial padrão. (b) superfície texturizada em ar com laser P = 9 W. (c) superfície texturizada em ar com laser P = 15 W

Na figura 4.22c observa-se uma fusão completa de todos os carbeto superficiais. A presença de poros formados em função do escape de gases pode ser notada em toda a extensão da amostra. Pequenas trincas fazendo ligação entre alguns poros, tal como observado na região centro inferior esquerda não são tão frequentes em toda a amostra. As análises de EDS realizadas no substrato texturizado (figura 4.23) com potência de 9 W não conseguiram encontrar regiões tão ricas em cobalto quanto as encontradas no substrato 4225 texturizado nas mesmas condições (figura 4.19). O cobalto estava presente (figura 4.23a), porém a máxima concentração encontrada não foi superior a 5%. Os ensaios de EDS ao longo de uma linha também realizados para as

condições de 9 e 15 W de texturização não encontraram regiões ricas em cobalto (figura 4.23b). Os ensaios pontuais realizados próximos dos poros presentes na texturização realizada a 15 W também não encontraram concentrações de cobalto superiores a 5% (figura 4.23c).

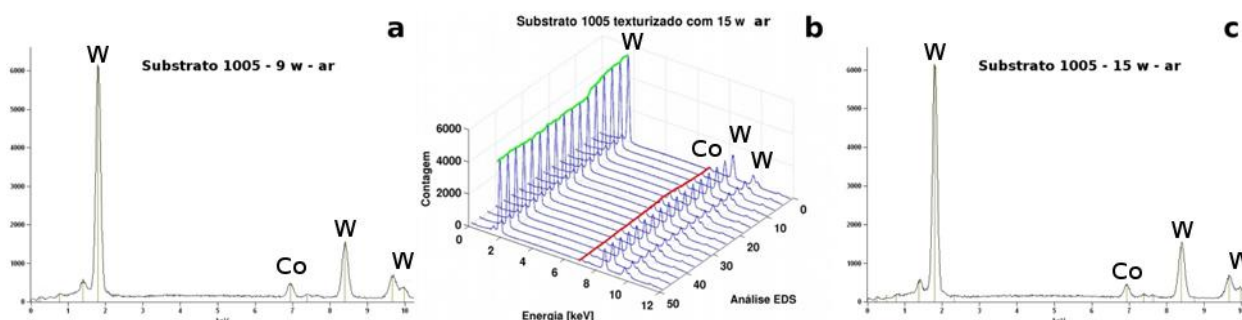


Figura 4.23 Análises de EDS no substrato 1005 texturizado em ar. (a) análise puntual de substrato texturizado com P = 9 W. (b) múltiplas análises ao longo de uma linha num substrato texturizado com P = 15 W. (c)) análise puntual de substrato texturizado com P = 15 W.

4.2.4 As pastilhas TNMG 160408 PM 4225

A pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 possui uma cobertura de tripla camada depositada pelo processo CVD que consiste de TiCN, Al_2O_3 e TiN na camada mais externa. Na superfície de saída o revestimento de TiN é removido pelo fabricante pelo processo de jateamento. Isto confere à pastilha duas tonalidades diferentes. A observação da superfície de saída no microscópio eletrônico mostra um padrão de reticulados oriundos de trincas térmicas que são uma característica do processo de CVD. O padrão de reticulado mostrado na figura 4.24a que se encontra próximo do raio de ponta da ferramenta se estende por toda a superfície de saída. As micrografias mostradas na figura 4.24 correspondem a pastilhas comerciais, porém todas as pastilhas texturizadas, independente do parâmetro de texturização, apresentavam o mesmo tipo de defeito superficial após a aplicação do revestimento CVD.

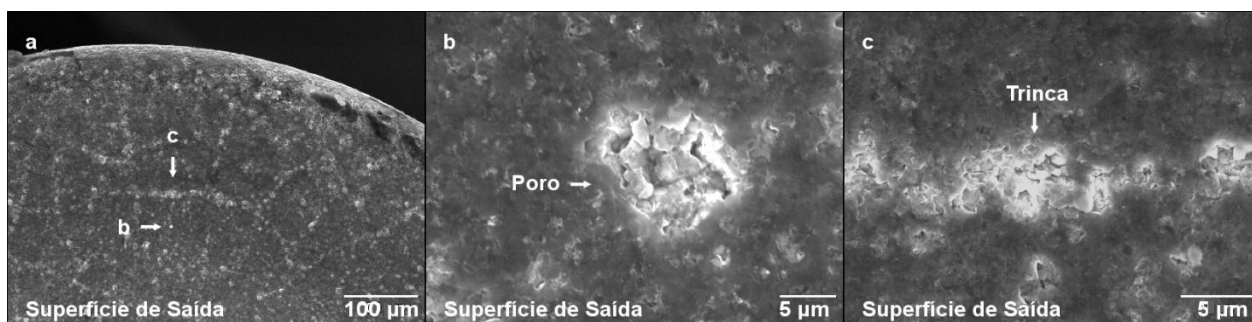


Figura 4.24 Trincas e poros presentes nas superfícies de saída das pastilhas TNMG 16-04-08 PM - CVD de origem comercial e texturizadas a laser. (a) ponta da ferramenta com identificação de defeitos. (b) poros na superfície de saída. (c) trincas na superfície de saída.

Os pontos mais claros e os riscos vistos na figura 4.24a podem ser visualizados com maiores detalhes nas figuras 4.24b e 4.24c. Com uma ampliação de aproximadamente 20 vezes maior que na figura 4.24a, nota-se que os pontos brancos são poros (figura 4.24b) que afloram à superfície e que os riscos (figura 4.24c) são vales decorrentes das trincas. A análise de EDS realizada na superfície de saída da pastilha nos vales e nos poros não evidenciou elementos oriundos do substrato como tungstênio e cobalto, apenas alumínio e titânio. O alumínio é do revestimento de alumina que se caracteriza como barreira de difusão. Portanto, a detecção do elemento titânio, que é oriundo da camada intermediária, mostra que a trinca não é superficial, isto é, ultrapassou o revestimento de alumina e atingiu o revestimento intermediário de TiCN.

A observação da superfície de folga mostrou uma textura homogênea. O revestimento de TiN apresentou uma estrutura de aspecto “globular/granular” (Figura 4.25a). Mesmo com diferentes ampliações, sem preparo adicional não foi possível observar um padrão de reticulado de qualquer natureza que pudesse indicar a existência de trincas ou poros abaixo da superfície. Com a finalidade de obter uma melhor resolução nas imagens do revestimento de alumina que reveste a superfície de saída (a alumina é não condutora) e desta forma identificar melhor possíveis defeitos de superfície, uma amostra foi recoberta com uma camada de angstroms de espessura de ouro. As novas imagens obtidas da superfície de saída não possuíam qualidade muito superior às observadas na figura 4.24. Porém, a camada de ouro viabilizou a identificação de um padrão de trincas na superfície de folga similar ao observado na superfície de saída. A

figura 4.25b mostra o reticulado de trincas que são perceptíveis com ampliação de 40 vezes. Na parte superior desta imagem encontra-se a superfície de saída e a faixa mais escura logo abaixo é a aresta de corte. Os pequenos pontos presos à superfície são imperfeições do processo de limpeza e não destacamento de camada do revestimento.

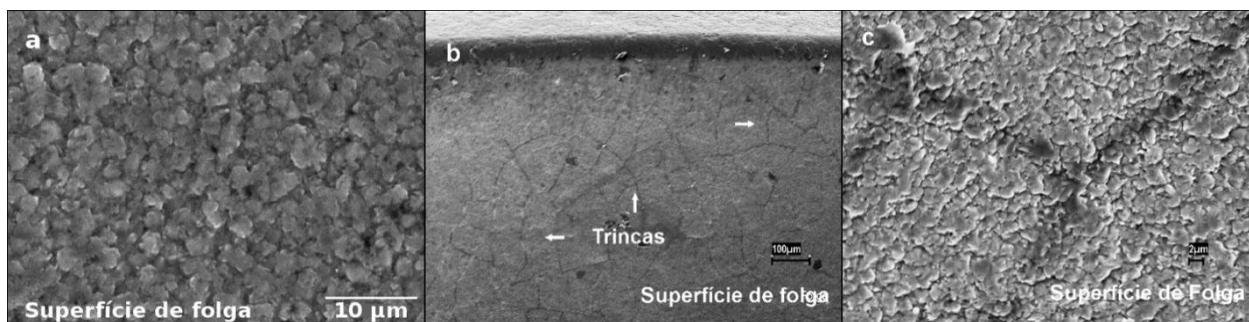


Figura 4.25 Trincas sobre a superfície de folga da pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 – CVD comercial e texturizada a laser. (a) superfície de folga com revestimento de TiN de aspecto globular. (b) superfície de folga

Utilizando ampliações maiores pode-se observar porque estas trincas, que já estavam presentes na superfície de folga, somente foram reveladas após a deposição da película de ouro. Observando a figura 4.25c, nota-se que o revestimento globular do nitreto de titânio que cobre a alumina também cobre as trincas existentes. Possivelmente, a deposição de ouro aumentou a sensibilidade eletrônica, viabilizando a detecção de alterações de campo elétrico na região das trincas. Pode-se observar que o tamanho dos glóbulos do revestimento de TiN são quase da mesma ordem de grandeza da abertura das trincas.

A análise da seção transversal do revestimento realizado na pastilha padrão mostra que algumas trincas percebidas nas figuras anteriores se estendem na realidade até ao substrato. As metalografias mostradas na figura 4.26 foram realizadas com a finalidade de identificar a formação da fase η . A técnica de ataque utilizada é a de numero 1 descrita na tabela 3.6. Nota-se claramente na figura 4.26a que a trinca existente na camada de alumina da superfície de saída, próxima do raio de arredondamento da aresta, estende-se para a camada intermediária atingindo o substrato.

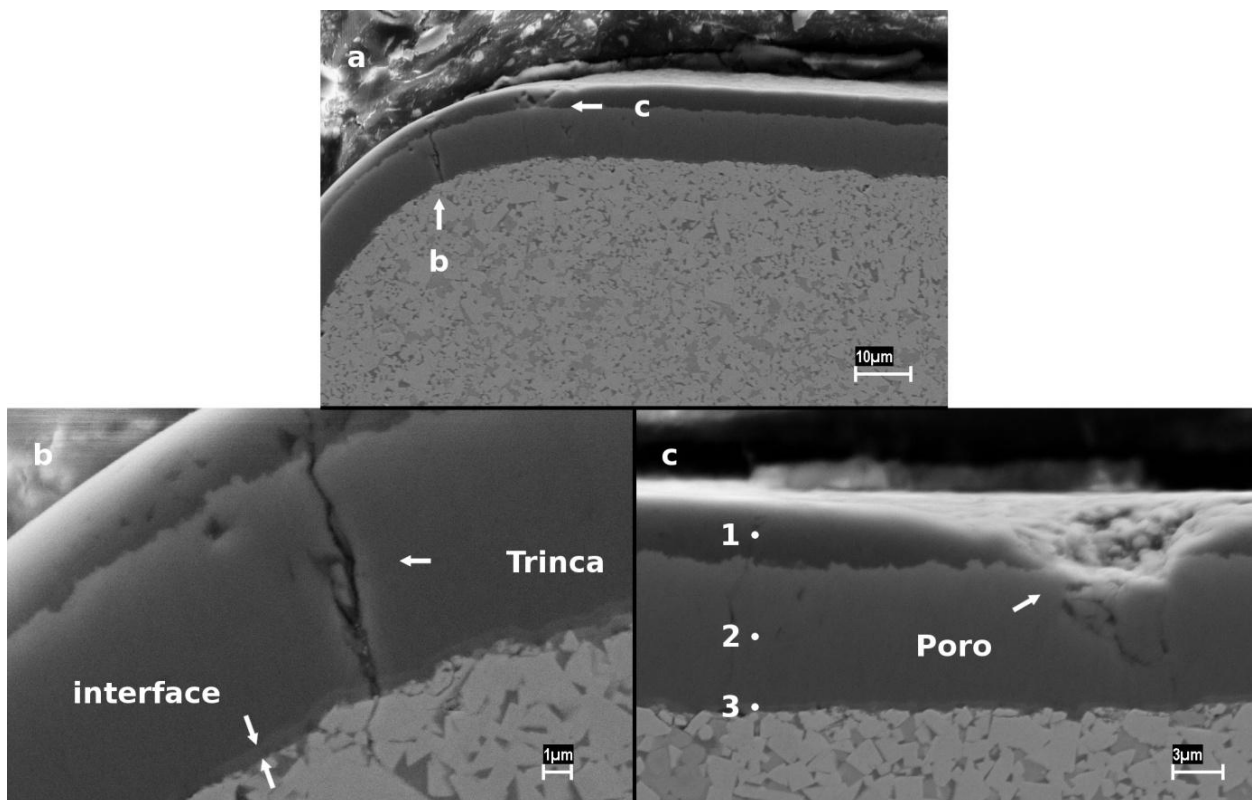


Figura 4.26 Seção Transversal da pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 CVD – padrão. (a) indicação dos defeitos de poro e trinca do revestimento. (b) detalhe da trinca e região de interface (c) detalhe do poro e identificação de pontos para análises de EDS.

A ampliação da trinca (região b da figura 4.26a) pode ser vista na figura 4.26b. Provavelmente esta é uma trinca que se originou no resfriamento do processo CVD, pois a amostra foi extraída de um conjunto de pastilhas ainda não colocada em serviço.

Na figura 4.26c, que é uma ampliação da região c da figura 4.26a, nota-se um dos poros que atravessa a camada de alumina e atinge a camada de TiCN. Os poros vistos na figura 4.24a e em detalhe na figura 4.24b poderiam ser relacionados aos poros vistos na seção transversal da pastilha, onde se nota que a camada superior de revestimento apresenta uma descontinuidade que não atinge o substrato.

Nos pontos 1, 2 e 3 assinalados na figura 4.26c foram realizados ensaios de EDS com o objetivo de identificar os elementos presentes nos revestimentos. O ensaio de EDS realizado na camada mais externa do revestimento na superfície de saída revela apenas a presença dos componentes da alumina (figura 4.27a). Logo abaixo, próximo da camada de alumina, encontra-se o revestimento de TiCN (figura 4.27b) no qual os elementos básicos do revestimento foram encontrados. Traços dos elementos metálicos do substrato também estavam presentes em concentração inferior a 0,5 %.

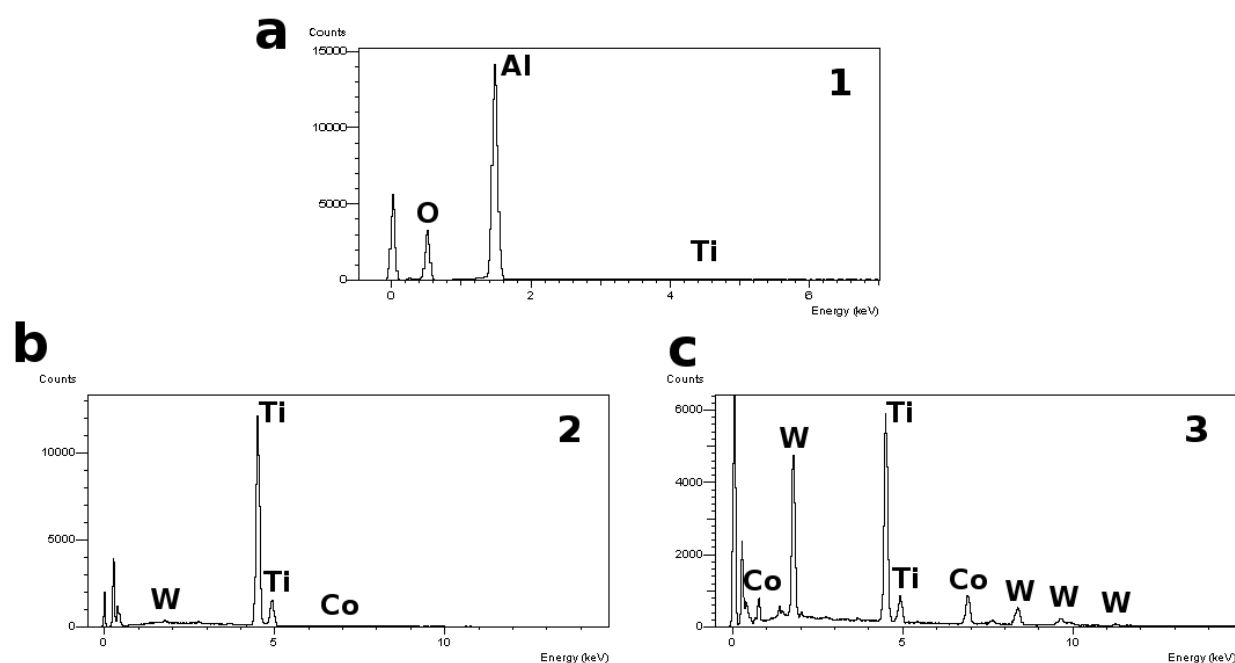


Figura 4.27 EDS da seção transversal da pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 - CVD. (a) camada externa de alumina '1' da figura 4.26c. (b) camada intermediária de TiCN '2' da figura 4.26c. (c) camada interfacial '3' evidenciando difusão de elementos do substrato '3' da figura 4.26c.

Na região de interface deste revestimento com o substrato nota-se, na micrografia da figuras 4.26b, a existência de uma camada de espessura inferior a 0,5 μm que se forma acima do substrato. A análise de EDS nesta região (figura 4.26c) detectou a presença de Co e W (figura 4.27c) que podem ser justificados pela proximidade com o substrato de metal duro. A análise da

microsonda não é verdadeiramente pontual, abrange uma pequena área e se expande um pouco abaixo da superfície. Possivelmente nesta região, o revestimento é formado por material do substrato que se difunde em direção ao revestimento de titânio, garantindo assim melhor adesão do filme ao substrato. As altas temperaturas e o tempo de processo dos revestimentos CVD favorecem o processo de difusão. Logo, na superfície de saída existem na verdade três camadas de revestimentos.

Os elementos W e Co sofrem difusão a partir do substrato para o revestimento durante o processo CVD. A difusão é maior quando existe uma camada interfacial com cristais granulares, como TiC ou TiN. Os elementos difundidos são detectados não só no contorno do grão, mas também dentro dos grãos de cristais granulares. Estes elementos quase não são detectados nos grãos colunares TiCN, mas eles existem ao longo do contorno de grão. A quantidade de difusão do substrato para o revestimento é muito maior em revestimentos nos quais se insere uma camada interfacial que para pastilhas sem uma camada interfacial (AKIYAMA, 1997).

O cobalto se difunde do substrato de metal duro para a camada de revestimento através dos contornos de grãos do TiCN durante a realização do revestimento TiCN/Al₂O₃. A distribuição do cobalto na camada de TiCN é uniforme a partir da interface com o substrato até a interface com a camada de Al₂O₃. A concentração de cobalto aumenta com o aumento da temperatura de processo, com a concentração de CH₄ e com o aumento da pressão total do gás. Nas ferramentas revestidas de TiC – Al₂O₃ a concentração de cobalto na faixa de 0,3 a 0,7 % na camada intermediária de TiC aumenta a resistência ao desgaste de flanco da ferramenta (TAKATSU, 1985). Na fig 4.27b, que é o resultado da análise EDS no meio da camada de TiCN, foram detectados traços dos elementos do substrato em concentrações inferiores a 0,5 %.

Uma vez que o carbetto de titânio e o nitreto de titânio mostram uma perfeita miscibilidade, a maioria dos revestimentos comerciais de TiCN não consiste de uma simples camada de composição fixa, mas apresentam uma graduação de composição da interface para a superfície. Uma alta concentração de vazios pode existir tanto nos espaços ocupados pelo carbono como nos espaços ocupados pelo nitrogênio. Todos os revestimentos comerciais tem uma camada rica em nitrogênio junto da interface e apresentam um aumento da quantidade de carbono à medida que se aproximam da superfície (BULL, 2003a).

Com o objetivo de identificar a fase η que pode se formar no substrato na região próxima à interface com a camada de TiCN, um ataque com hidróxido de sódio e ferrocianeto de potássio foi realizado na seção transversal da pastilha revestida com CVD. Os dois sais são diluídos a solução de 10% separadamente e somente na hora de realização do ataque devem ser misturados (PETZOW, 1999). A figura 4.28a mostra que o ataque realizado no substrato revelou uma estrutura granulométrica variável composta de grãos mais finos próximo à interface com a camada de TiCN e grãos mais grosseiros à medida que se afasta dela. A fase η é um composto ternário de tungstênio, cobalto e carbono (mais escura), que se faz mais presente na região mais afastada da interface,. A sua distribuição e morfologia é controlada pela disponibilidade de carbono desenvolvida durante a sinterização e resfriamento. As ferramentas revestidas por CVD exibem a presença da fase η nucleada nos grãos de WC com o aglomerante cobalto. É uma fase frágil, embora algumas vezes contenha alguma discordância. A presença da fase η na interface do revestimento substrato/TiCN abaixa consideravelmente a tenacidade. Uma grande quantidade desta fase resulta em uma baixa vida da ferramenta e na formação de poros abaixo do revestimento (UPADHYAYA, 1999).

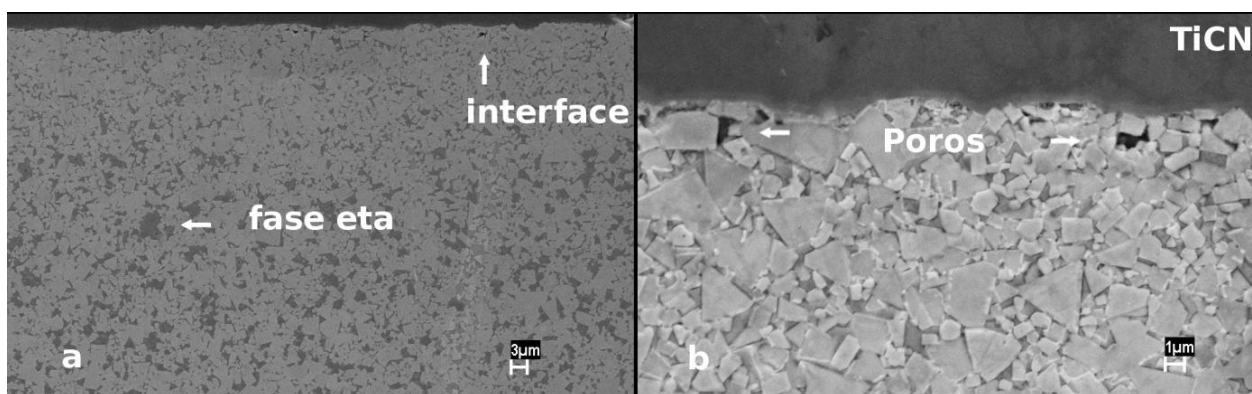


Figura 4.28 Defeitos e fases do substrato de metal duro próximos à interface com a camada de cobertura presentes na pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 - CVD. (a) fase eta. (b) poros.

A fase γ no substrato é formada durante a sinterização pela reação do carbetto WC com os carbeto simples ou complexos dos elementos (Ti, Ta, Nb, W)C presentes no metal duro. A fase γ pode ocorrer de diversas maneiras e é revelada por uma conjunção de dois ataques químicos, um

com a solução anterior por 4 minutos.e outro com uma solução a 50% de ácido clorídrico A figura 4.28b mostra que este ataque realizado sobre o substrato revelou muito mais o tamanho e a distribuição dos grãos que propriamente presença da fase γ . Existe a possibilidade que os dois poros vistos logo abaixo da interface sejam formados pelo desligamento dos grãos em função do ataque ácido realizado, ou sejam oriundos de falha do processo de compactação. A identificação correta de poros oriundos do processo de compactação e sinterização se faz em seção transversal polida sem a realização de ataque químico (UPADHYAYA, 1999).

4.2.5 As pastilhas TNMG 160408 QM 1005

A pastilha TNMG 16-04-08 QM de substrato 1005 possui uma cobertura de monocamada de TiAlN. Na avaliação desta cobertura em microscópio eletrônico de varredura sem aplicação de ataque químico, realizada em pastilhas texturizadas a laser e convencionais, observa-se uma grande densidade de defeitos em todas as superfícies da ferramenta (figura 4.29a). As gotículas oriundas do sistema de evaporação a arco, com tamanho médio de 3 μm , maiores que o tamanho médio do grão do substrato, estão aderidas à superfície do filme (figura 4.29b). Estas micropartículas aumentam a rugosidade final do filme de revestimento depositado. Atualmente não existe um método que previna completamente a deposição de gotículas no substrato sem que seja utilizado um sistema especial utilizando manipulação ótica de plasmas (SCHUELKE, 1999). Irregularidades na interface como micropartículas agem como ponto de início de trincas, gerando defeitos (figura 4.29c) e falhas coesivas do revestimento. O defeito indicado na figura 4.29c foi detectado com o ataque 1 da tabela 3.6 durante a fase de medição da espessura do filme. Além de aumentarem a rugosidade do filme, as micropartículas contribuem para adesão de material do cavaco no revestimento (GERTH et al., 2009). Apesar da presença destes defeitos, não se nota nestas fotos defeitos grosseiros como trincas e poros similares àqueles que ocorreram na pastilha 4225 (figura 4.26) cuja cobertura foi depositada pelo processo CVD.

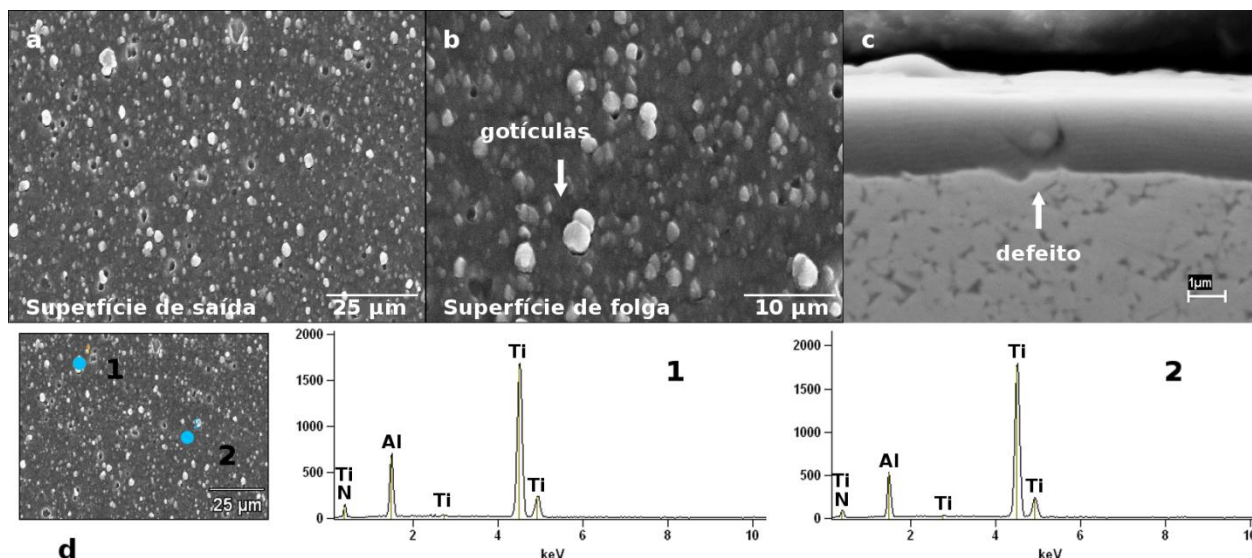


Figura 4.29 Defeitos de evaporação presentes nas pastilhas TNMG 16-04-08 QM 1005 – PVD texturizada a laser e convencional. (a) aspecto geral da superfície. (b) microgotículas ou “droplets” (c) defeitos gerados na camada em função da formação de “droplets”. (d) análises pontuais na base e na microgotícula do revestimento.

A avaliação comparativa por EDS das gotículas (a microsonda de análise foi posicionada bem em cima de um “droplets” identificado como ponto 1) com o revestimento de base (ponto 2) mostrou basicamente que a mesma composição proporcional dos elementos que compõem o revestimento está presente (figura 4.29d).

As chances de formação da fase eta na região próxima à interface são muito pequenas no processo PVD em função das baixas temperaturas de processo. Porém, a realização de ataque com reagente específico teve a finalidade de facilitar a medição da espessura da camada depositada. Na figura 4.30a nota-se que o ataque revelou que o substrato possui uma estrutura granulométrica homogeneamente composta de grãos finos em toda a extensão. Diferentemente do que se observa na figura 4.26a, observada com a mesma ampliação, não se nota a presença da fase eta. Uma ampliação maior próximo à interface do revestimento (figura 4.30b) revelou também um arredondamento de borda (defeito de polimento) que dificulta uma precisa determinação da espessura do filme. A média de 10 medições indica uma espessura provável de

1,75 $\pm$ 0,15 μm , que é um pouco mais que a metade do diâmetro das gotículas exibidas na figura 4.29b e aproximadamente o triplo do tamanho médio dos grãos do substrato.

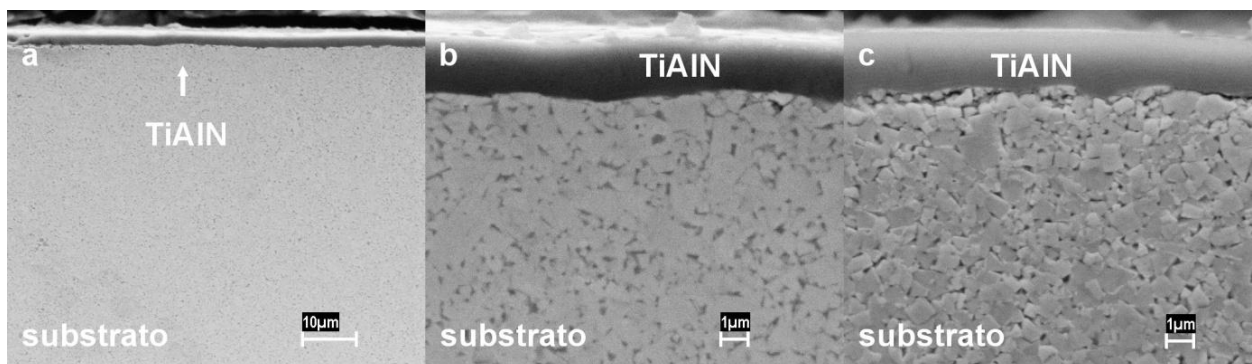


Figura 4.30 Metalografia do substrato de metal duro da pastilha TNMG 16-04-08 QM 1005 – PVD texturizado a laser e convencional. (a) matriz de granulometria fina do substrato. (b) e (c) detalhe do revestimento de TiAlN

A figura 4.30c mostra que o substrato submetido ao reagente para revelar a fase gama apresenta uma distribuição granulométrica homogênea com tamanho médio inferior a 1 μm que se repete em praticamente toda a seção transversal.

4.2.6 Análise da espessura por caloteste

O ensaio de caloteste consiste em girar uma esfera de raio conhecido sobre a superfície da ferramenta revestida. A adição de uma solução micro abrasiva entre a esfera e a superfície do inserto na região de deslizamento, promove um desgaste no revestimento que expõe o substrato, gerando uma superfície na forma de uma calota esférica. Em função do raio R da esfera utilizada e dos raios medidos na projeção da calota gerada após o ensaio (r_1 e r_2), as espessuras das camadas são facilmente determinadas. A figura 4.31 identifica os raios r_2 e r_1 que devem ser medidos para que as profundidades d_2 e d_1 possam ser calculadas pela expressão:

$$d_{1,2} = R - (R^2 - r_{1,2}^2)^{0,5}$$

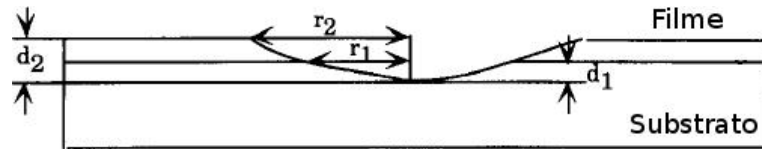


Figura 4.31 Dimensões geométricas da calota.

A diferença entre os valores determina a espessura do filme da cobertura (ATTAR, 1996).

A tabela 4.5 apresenta os valores da projeção dos raios na calota medidos em microscópio e a espessura calculada dos filmes para as ferramentas utilizadas neste trabalho. As texturizações indicadas na tabela estão codificadas como padrão para a texturização convencional. Na coluna texturização o número seguido da letra W indica a potência do feixe de texturização. As letras |S e H indicam respectivamente o ambiente de texturização a seco e submerso em uma camada de água. Desta forma 9 W-S indica texturização realizada sob potência do laser de 9 W em ambiente seco e 15 W-H indica texturização realizada sob potência do laser de 9 W submersa em água.

Tabela 4.5 Medidas da Calota e espessura calculada do revestimento.

Texturização	Medidas	TNMG 160408 PM 4225		TNMG 160408 QM 1005
		Al ₂ O ₃	TiCN	TiAlN
padrão	r ₁ [mm]	0,662	0,623	0,296
	r ₂ [mm]	0,623	0,483	0,235
	espessura [μm]	2,6	8,1	1,7
9 W-S	r ₁ [mm]	0,697	0,662	0,434
	r ₂ [mm]	0,662	0,536	0,384
	espessura [μm]	2,5	8,0	2,1
9 W-H	r ₁ [mm]	0,679	0,645	0,280
	r ₂ [mm]	0,645	0,515	0,218
	espessura [μm]	2,3	7,9	1,6
15 W-S	r ₁ [mm]	0,713	0,680	0,341
	r ₂ [mm]	0,680	0,553	0,285
	espessura [μm]	2,4	8,2	1,8
15 W-H	r ₁ [mm]	0,735	0,700	0,366
	r ₂ [mm]	0,700	0,580	0,312
	espessura [μm]	2,6	8,1	1,9

Na avaliação inicial da uniformidade das espessuras do revestimento das pastilhas TNMG 160408 PM 4225, o ensaio foi realizado no centro da superfície de folga próximo, da região de gravação de identificação da pastilha, portanto longe da região de corte (figura 4.32a). As regiões “b” e “c” assinaladas na micrografia da figura 4.32a estão ampliadas nas figuras 4.32b e 4.32c.

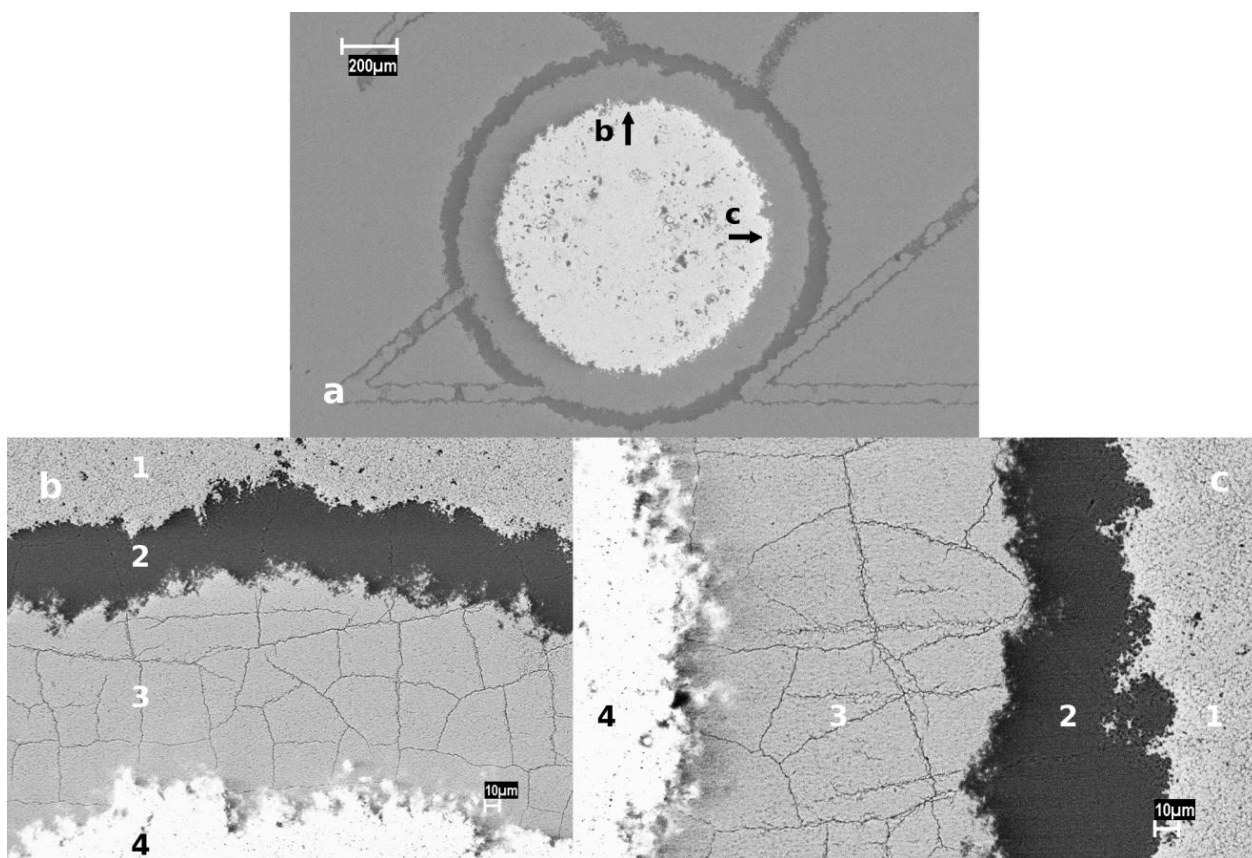


Figura 4.32. Ensaio de Caloteste do revestimento de CVD.(a) projeção da calota em ensaio com esfera de 19,05 mm. (b) e (c) trincas do revestimento detectado no ensaio desde o substrato ‘4’ passando pela camada de TiCN ‘3’ e pela camada de alumina ‘2’ e obscurecidas pela deposição da camada de TiN ‘1’..

Na figura 4.32b a região indicada com “1” identifica o revestimento de TiN que é a camada externa que reveste a superfície de folga, cuja espessura é pequena demais para ser avaliada. Na região assinada com “2” está a camada de alumina, cuja espessura média é de 2,45 µm. Na região

“3” localiza-se o revestimento de TiCN com espessura média de 8,1 μm e na região “4” o substrato. Em função das diferentes propriedades elétricas entre os materiais que compõem o revestimento e o substrato, é muito difícil obter uma boa sintonia de contraste no MEV que permita visualizar numa mesma imagem uma boa definição dos revestimentos e grãos do substrato.

A espessura da camada de TiCN é de 8,1 μm e as trincas que se observam na região 3 se estendem por toda a espessura do revestimento de TiCN e ultrapassam a cobertura de alumina. Não são facilmente observadas na alumina (região 2) em função das diferentes propriedades elétricas. São acobertadas pelo revestimento de TiN tal como mostrado na figura 4.25. Diferentemente das trincas observáveis na figura 4.26, onde a extensão das trincas é igual a espessura do revestimento, esta rede de trincas mostrada não está em verdadeira grandeza em função da forma esferoidal assumida pela calota gerada pela esfera de 19,05 mm utilizada no ensaio de caloteste. A configuração do dispositivo de caloteste mostrado na figura 3.2 posiciona a superfície a ser desgastada pela esfera embebida em abrasivo na posição vertical, gerando desta forma uma baixa tensão de contato na superfície. Assim, o ensaio de caloteste não pode ser considerado como elemento indutor de trincas. Estas trincas são características do processo CVD em função das altas temperaturas necessárias para o desenvolvimento das coberturas. Estas trincas estavam presentes em todas as pastilhas revestidas por CVD sejam elas texturizadas comercialmente ou a laser. A origem comum das tensões residuais em revestimentos CVD, é a incompatibilidade de coeficiente de dilatação térmica entre o revestimento e o substrato que ocorre na fase de resfriamento a partir da temperatura de deposição. No caso de revestimentos de TiC, TiCN, TiN e Al_2O_3 em substratos de WC-Co, as tensões residuais são de tração no plano do revestimento. Estas levam à formação de trincas térmicas na direção da espessura quando a deformação limite é ultrapassada. Tais trincas não são facilmente detectadas, mas podem ser distinguidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), e constituem falhas pré-existentes que podem se propagar para as fases mais duras do substrato (QUINTO, 1988).

Nas pastilhas TNMG 160408 QM 1005 com revestimento de PVD TiAlN estas trincas não estão presentes. Os revestimentos PVD em metal duro estão sob fortes tensões residuais compressivas. A analogia mais simples para explicar a tensão residual de compressão em PVD é

a ação de "shot peening", que é continuamente gerada em escala atômica pelo bombardeio de partículas energéticas durante a fase de crescimento do filme (QUINTO, 1988).

4.2.7 Avaliação da adesão

As tensões necessárias para quebrar a ligação entre o substrato e o revestimento são elevadas. Somente os testes de indentação podem gerar tensões suficientemente elevadas. Testes de aderência têm sido realizados utilizando penetradores de forma piramidal e hemisférica (VALLI, 1986). A técnica de avaliação da aderência utilizando um penetrador de diamante de dureza Rockwell facilita a sua utilização em um ambiente de produção. A carga crítica de adesão diminui com o aumento da espessura de revestimento. Isto é provavelmente devido ao aumento das tensões residuais na interface geradas pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica do revestimento e do substrato durante a etapa de resfriamento após a deposição (MEHROTRA, 1985).

O tipo e a extensão da zona de falha do revestimento submetido à indentação Rockwell exibem, já numa primeira avaliação, a adesão do filme e, posteriormente, a sua fragilidade. A amostra obtida pode ser adequadamente avaliada por microscopia ótica. A geometria de contato em conjunção com a intensa transferência de carga induz extremas tensões de cisalhamento na interface. Os revestimentos com boa aderência conseguem resistir aos esforços de cisalhamento e evitar a delaminação circunferencialmente imposta pela impressão do indentador. Uma grande área delaminada próxima da impressão do indentador indica uma pobre adesão interfacial. Uma reduzida área delaminada ou a sua ausência de trincas indicam uma boa adesão de um revestimento de características frágeis. A distribuição de tensões que se desenvolve durante o ensaio de indentação pode ser avaliada analiticamente pela teoria da plasticidade de materiais homogêneos. Entretanto, tensões elastoplásticas desenvolvidas em materiais heterogêneos contendo camadas não podem ser avaliadas analiticamente. Os problemas não lineares envolvendo a deformação plástica do substrato, o comportamento anisotrópico das fases envolvidas e as condições de contato tornam as análises não lineares de elementos finitos

complexas, de grande interesse para pesquisa, porém sem ainda aplicação prática industrial. (VIDAKIS, 2003).

Na superfície revestida, o modo de falha de adesão do revestimento classifica-se como aceitável definida pela norma VDI 3198 (figura 4.33) quando a indentação avaliada em microscópio exibe apenas algumas trincas e delaminações. As classificações dos padrões HF1 a HF6 é decrescente em qualidade, isto é, HF1 indica superfícies com alta qualidade de adesão e quase nenhuma trinca ao redor da indentação, enquanto a classificação HF6 indica uma adesão deplorável com grandes destacamentos ao redor da borda da indentação e nenhuma trinca.

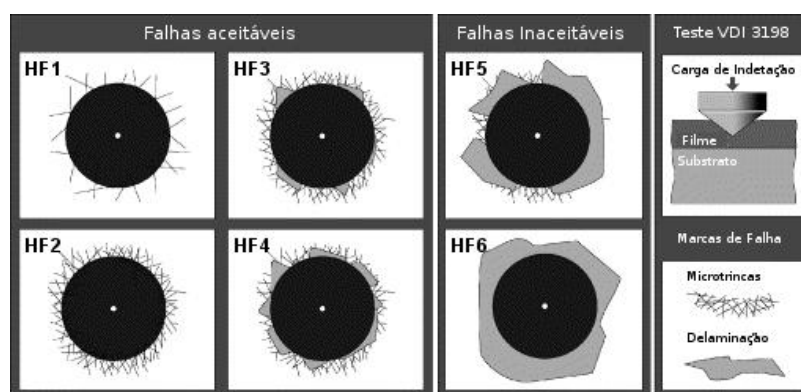


Figura 4.33 Padrões de falha em teste de indentação VDI 3198.

A pastilha TNMG 160408 PM 4225 possui uma camada tripla de revestimentos aplicados por CVD cuja espessura total aproxima-se de 11 μm . A avaliação da adesão destes revestimentos torna-se muito subjetiva. Em caso de falha do revestimento, é difícil assertivamente indicar em qual das interfaces da camada houve a falha de adesão. A adesão interfacial é uma propriedade complexa que é extremamente regular para um determinado filme e substrato, depositado sobre idênticas condições e especificações. Porém, uma simples mudança de substrato pode transformar uma excelente adesão em uma adesão pobre.

Na figura 4.34 observa-se que quando se avalia o efeito da texturização na adesão destes revestimentos CVD pelo método da indentação, não se consegue verificar um ganho nas superfícies texturizadas (independentemente da potência do laser) em comparação com o resultado obtido com as superfícies que recebem o tratamento padrão. Aparentemente houve uma

deteriorização da aderência do revestimento no tratamento com laser, pois em algumas texturizações o destacamento do filme ao longo da indentação permitiria classificar a adesão como inferior, provavelmente entre as classes HF5 e HF6. Vê-se então que os defeitos causados pelo processo CVD mostrados na figura 4.26 e que ocorrem com ou sem texturização do substrato, fazem com que a adesão da cobertura com o substrato fique prejudicada. Em outras palavras, a texturização do substrato não foi capaz de acabar com os defeitos da cobertura, a fim de aumentar a adesão, pelo contrário, pode até tê-los intensificado e, com isso, prejudicado a adesão.

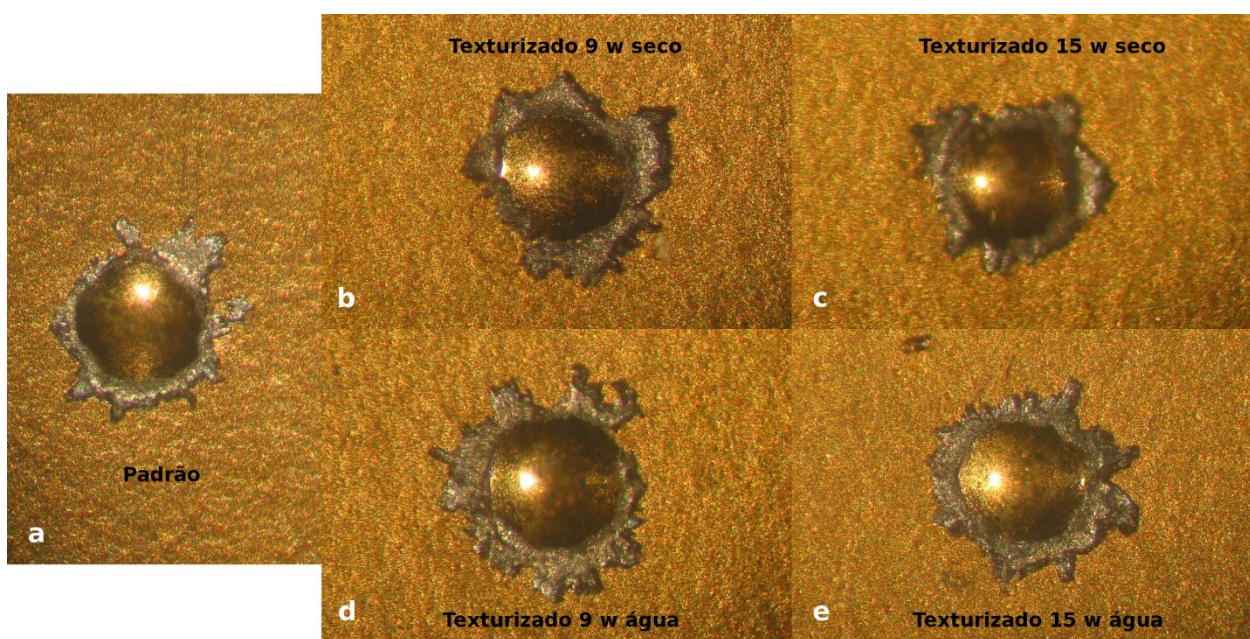


Figura 4.34 Teste de indentação na pastilha TNMG 16-04-08 PM 4225 CVD. (a) pastilha comercial padrão - CVD. (b) pastilha texturizada com $P = 9 \text{ W}$ em ar - CVD. (c) pastilha texturizada com $P = 15 \text{ W}$ em ar - CVD. (d) pastilha texturizada com $P = 9 \text{ W}$ submersa - CVD. (e) pastilha texturizada com $P = 15 \text{ W}$ submersa - CVD.

A pastilha TNMG 160408 QM 1005 possui uma camada única de TiAlN aplicada por PVD cuja espessura é da ordem de $1,75 \mu\text{m}$. Na figura 4.35 observa-se que quando se avalia o efeito da texturização na adesão deste revestimento pelo método da indentação, diferencia-se facilmente

superfícies texturizadas a laser das superfícies tratadas pelo processo padrão. Nas superfícies texturizadas a seco com potências de 9 e 15 W praticamente não ocorrem delaminações e trincas sob carga, independentemente da potência do laser. Nas texturizações realizadas debaixo de uma camada de água, a adesão interfacial apresenta microdestacamentos do filme junto à borda da impressão de dureza, porém a adesão do filme depositado ainda é muito superior, podendo enquadrar-se entre HF1 e HF2. O revestimento realizado sobre o substrato com o tratamento padrão industrial apresenta um destacamento grande ao redor da indentação classificando-se como HF6. Uma das hipóteses para explicar este melhor desempenho da ferramenta texturizada com relação à convencional é a ancoragem mecânica da camada que a texturização propicia. Já foi visto neste trabalho que a texturização produz superfícies com rugosidade Ra entre 0,43 e 0,62 μm e Ry entre 4,9 e 5,3 μm . Assim, a distância entre picos e vales da superfície é da ordem de grandeza da espessura da camada. Com isso, a superfície do substrato funcionaria como barreira para o deslocamento da camada, aumentando sua adesão sobre o substrato. Além disso, quando se compara duas superfícies iguais com rugosidades diferentes, está se comparando áreas de interação diferentes. Assim, uma rugosidade maior gera uma maior área superficial de interação, com mais irregularidades, ampliando o efeito do travamento mecânico do filme. Como a superfície recoberta pelo processo PVD, como também já foi visto, não apresenta os defeitos grosseiros da superfície recoberta pelo processo CVD, este fator de ancoragem é predominante, resultando na melhor aderência da ferramenta texturizada mostrada na figura 4.33.

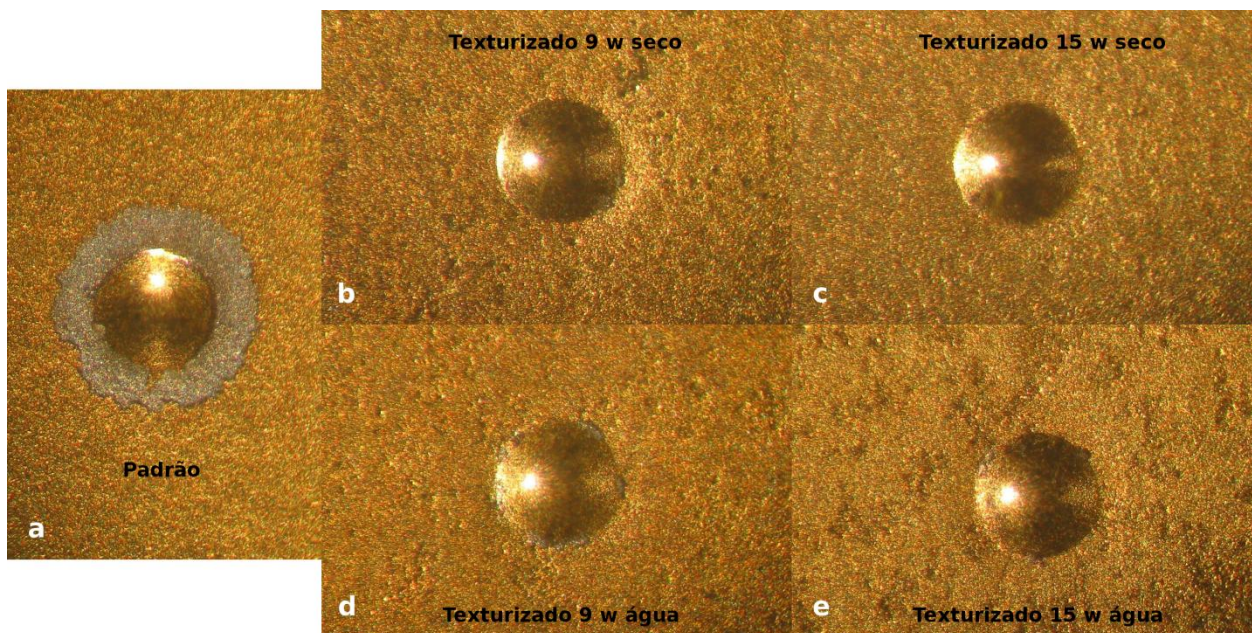


Figura 4.35 Teste de indentação na pastilha TNMG 16-04-08 QM 1005 - PVD. (a) pastilha comercial padrão - PVD . (b) pastilha texturizada com $P = 9 \text{ W}$ em ar - PVD. (c) pastilha texturizada com $P = 15 \text{ W}$ em ar - PVD. (d) pastilha texturizada com $P = 9 \text{ W}$ submersa - PVD. (e) pastilha texturizada com $P = 15 \text{ W}$ submersa - PVD.

4.2.8 Análise da vida das ferramentas revestidas pelo processo PVD

A norma ISO 3685 (1993) define que o fim da vida é atingido quando uma ferramenta deixar de produzir peças de dimensões e qualidade da superfície desejada ou quando está fisicamente incapaz de realizar o corte. Na prática, o desgaste da superfície de folga da ferramenta normalmente tem efeito mais crítico sobre a qualidade das peças. Desta forma a largura do desgaste de flanco VB é frequentemente utilizada como critério de vida útil da ferramenta.

A figura 4.36 mostra o crescimento do desgaste de flanco da ferramenta padrão nos ensaios de torneamento na ferramenta TNMG 160408 QM 1005, realizados com $v_c = 300 \text{ m/min}$, $a_p = 0,5$

mm, e $f = 0,2$ mm/rot. Vê-se nesta figura que o crescimento do desgaste apresentou variabilidade. Nesta figura estão representados o valor médio do desgaste e os limites (média mais um desvio padrão) referentes a cinco ensaios de vida. Dentre as diversas causas possíveis para a dispersão, está a adesão deficiente do revestimento da ferramenta padrão, tal como evidenciada pelo teste mostrado na figura 4.32.

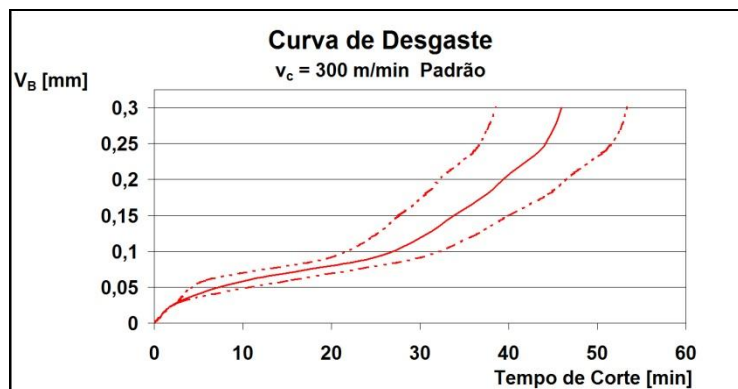


Figura 4.36 Ensaio de desgaste da ferramenta comercial padrão TNMG 160408 QM 1005.

Uma comparação entre os ensaios de desgaste realizados com velocidades de corte de 300 e 360 m/min envolvendo as ferramentas texturizadas e a ferramenta comercial denominada padrão pode ser visto na figura 4.37, na qual apenas o valor médio do desgaste está representado somente por uma questão de clareza. Os resultados dos ensaios mostram que o efeito da texturização, além de aumentar a adesão do revestimento PVD ao substrato como mostrado nos ensaios de indentação, tem como consequência o aumento da vida da ferramenta e uma redução do valor da dispersão das medidas de desgaste. Observa-se ainda na figura 4.37, que a texturização realizada com potência de 15 W resultou em ferramentas com vidas mais longas do que as vidas das ferramentas texturizadas com 9 W. Nota-se também que as texturizações feitas a seco e na água praticamente não resultaram em diferentes vidas da ferramenta.

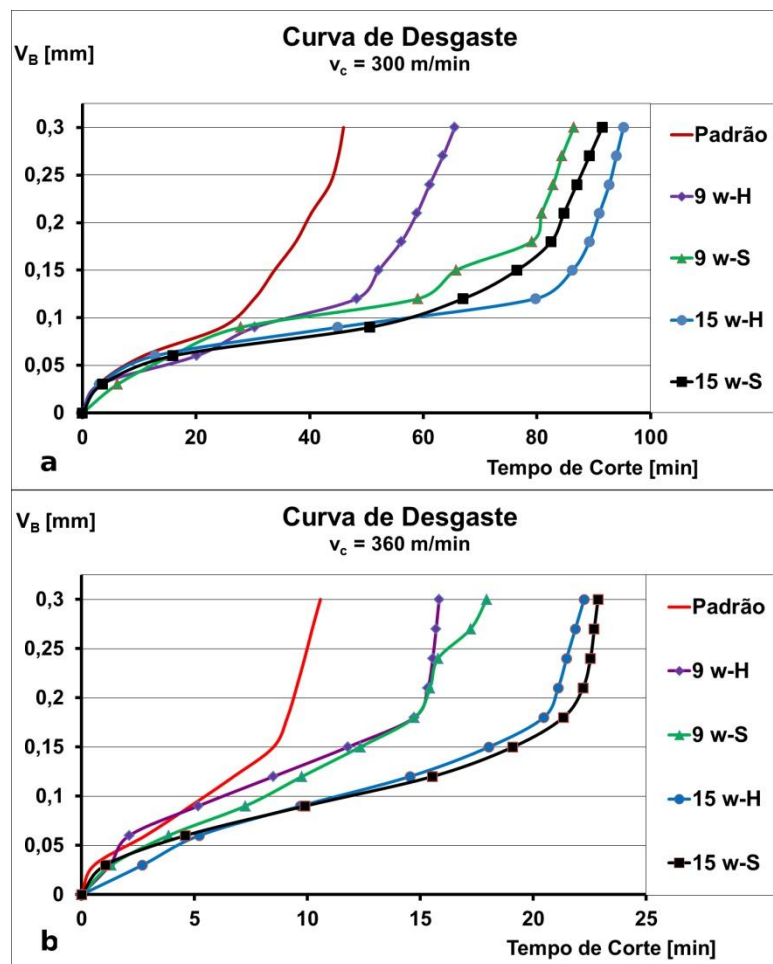


Figura 4.37 Comparação das curvas de desgaste de ferramentas texturizadas com a ferramenta padrão TNMG 160408 QM 1005 - PVD. (a) curvas de desgaste das ferramentas ensaiadas com $v_c = 300 \text{ m/min}$. (b) curvas de desgaste das ferramentas ensaiadas com $v_c = 360 \text{ m/min}$.

As ferramentas texturizadas com 9 W apresentaram nos testes com $v_c = 300 \text{ m/min}$ uma diferença nas curvas de desgaste em função do ambiente de texturização.

Na figura 4.38, que mostra as vidas médias das ferramentas em todas as condições de tratamento do substrato nas duas velocidades de corte ensaiadas, observa-se pelo menos mais três pontos, além do que já foi notado na figura 4.36 (maior vida das ferramentas texturizadas em relação às comerciais): a) a dispersão (mostrada pelas linhas na parte superior das barras que representam as vidas das ferramentas) tende a ser menor quando a texturização é realizada em

potências mais altas do laser na velocidade de 300 m/min); b) a velocidade de corte influenciou fortemente a vida da ferramenta. Um aumento de 20% na velocidade de corte (de 300 para 360 m/min) implicou na redução de 75% da vida. Também observa-se que nas condições de texturização com potência mais alta do laser a vida da ferramenta é duas vezes maior que as vidas obtidas com ferramentas comerciais; c) dentre as ferramentas texturizadas, pode-se dizer que a vida da ferramenta texturizada com 15 W (no ar ou na água) foi levemente superior à vida obtida com texturização com 9 w.

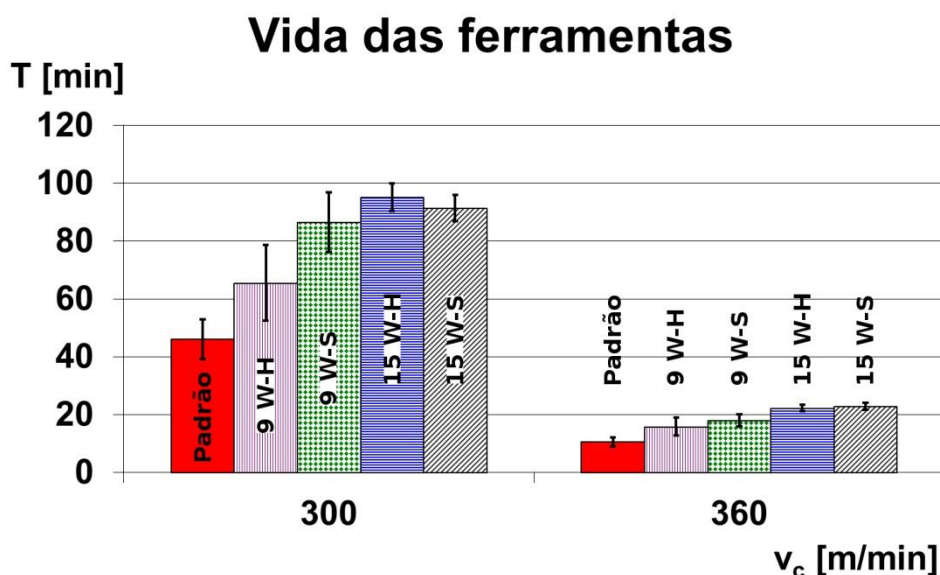


Figura 4.38 Efeito da texturização na vida das ferramentas TNMG 160408 QM 1005 PVD.

Este resultado está de acordo com os resultados obtidos nos testes de indentação Rockwell mostrados na figura 4.35. Nestes testes verificou-se que a aderência das coberturas feitas em substratos texturizados foi muito melhor que a aderência nos substratos preparados de maneira convencional. Esta maior aderência resultou em maior vida da ferramenta. Confirma-se também a hipótese do efeito da ancoragem mecânica da camada de cobertura causada pela rugosidade da superfície texturizada. Vê-se na figura 4.1 que a rugosidade da ferramenta texturizada com 15 W foi maior que daquela texturizada com 9 W. Isto resultou numa maior ancoragem e, conseqüentemente, numa maior vida da ferramenta.

4.2.9 Análise da vida das ferramentas revestidas com CVD

As condições de ensaio foram diferentes apenas nas velocidades de corte em função da grande diferença da espessura dos revestimentos. Avaliadas nas velocidades de corte 450 m/min e 540 m/min, as ferramentas comerciais TNMG 160408 PM 4225 apresentam uma resposta percentualmente diferente no tempo de vida em função da variação da velocidade de corte. As ferramentas com o tratamento comercial padrão alcançaram vida de ~ 23 minutos na velocidade de corte de 450 m/min e sofreram uma redução para 12 minutos quando avaliadas a 540 m/min. Um aumento de 20 % na velocidade de corte provocou uma redução na vida para aproximadamente metade do seu valor.

As condições de texturização aplicadas foram incapazes de promover uma melhoria na vida da ferramenta (figura 4.39). Pelo contrário, nas 2 velocidades de corte testadas, a vida da ferramenta comercial foi bem maior que das ferramentas texturizadas. Mais ainda, as diferentes condições de texturização não influenciaram a vida da ferramenta.

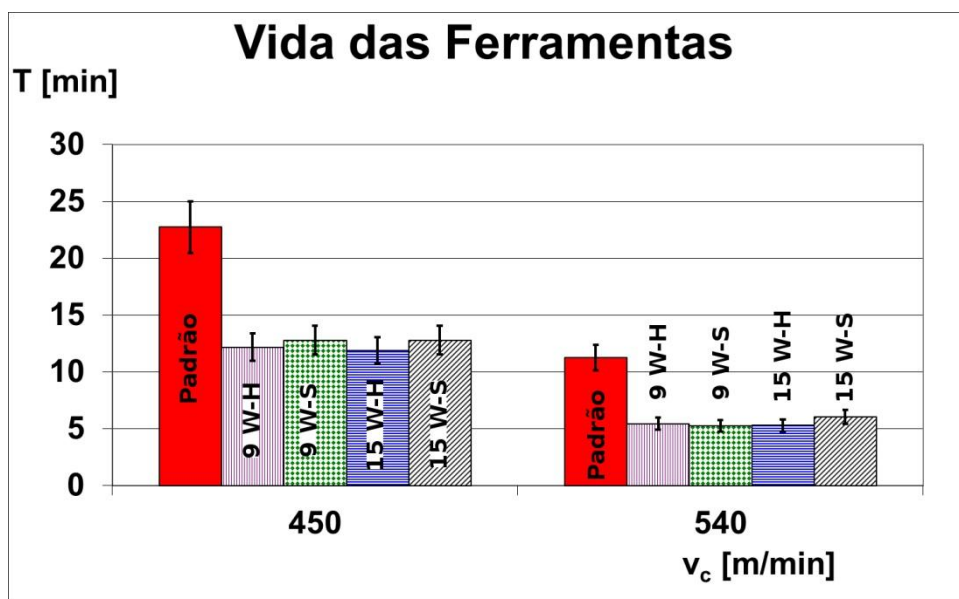


Figura 4.39 Efeito da texturização na vida das ferramentas TNMG 160409 PM 4225 CVD.

Este resultado é compatível ao obtido nos testes de indentação das ferramentas mostrados na figura 4.34. Estes testes demonstraram que a aderência da cobertura feita em substrato com tratamento convencional foi melhor que a aderência das coberturas em substratos texturizados. Esta maior aderência, resultou na maior vida da ferramenta comercial, independentemente da velocidade de corte utilizada. Confirma-se com este resultado o que já foi citado anteriormente: a texturização não foi capaz de barrar os defeitos causados pelo processo CVD. Pelo contrário, até os incentivou por razões que serão explicadas no próximo item.

4.2.10 A eficiência da texturização na aderência dos revestimentos PVD e CVD

A texturização aumenta a rugosidade do substrato de metal duro qualquer que seja a potência utilizada. Tal como pode ser visto na tabela 4.1 e na figura 4.1, R_a aumenta de 0,23 μm para 0,43 μm quando texturizado com 9 W e sobe para o valor de 0,62 μm quando a potência de texturização é de 15 W. Ainda, quando a potência de texturização é de 15 W, padrões periódicos relacionados ao grau de superposição dos pulsos passam a ser detectados na função rugosidade, tal como mostra a figura 4.10c. Também fica claro na figura 4.10b que o perfil de rugosidade da superfície texturizada com 15 W apresenta uma maior concentração de vales de pequena dimensão e uma pequena concentração de picos de grande amplitude. Mesmo na condição de texturização submersa, em que a severidade da ação do laser é reduzida pelo fenômeno da difração, ocorre o aumento da rugosidade quando se compara com a rugosidade de superfícies não texturizadas, tal como mostram as figura 4.14, 4.15 e 4.16. Acredita-se que rugosidade da superfície, que promove um aumento da área superficial, é responsável pela melhor adesão do revestimento no processo PVD (TÖNSHOFF et al., 1997). O aumento da rugosidade do substrato tende a promover melhor adesão dos revestimentos onde ocorre uma abrupta mudança de material do filme e do substrato na região de interface. O aumento da rugosidade obtido na texturização contribui com o aumento da adesão dos filmes por aumento do travamento mecânico provocado pelo aumento da rugosidade (OHRING, 1991).

No revestimento de CVD os filmes de titânio apresentam uma fina camada na interface com o substrato onde carbono e metal do substrato se difundem. As condições iniciais de nucleação do revestimento no substrato devem ocorrer em condições operacionais nas quais é permitida a interdifusão entre os elementos do revestimento e os átomos do substrato. Tipicamente isto ocorre nas altas temperaturas e tempo do processo CVD onde o carbono e os átomos do substrato se difundem (QUINTO, 1996). Os filmes de alumina nunca são depositados diretamente sobre o metal duro em função da pobre nucleação sobre este substrato (QUINTO, 1988). Nas pastilhas do substrato 4225 a texturização com laser não produziu uma efetiva remoção do cobalto que possa ser comparada à remoção promovida pela texturização padrão. Na texturização realizada com potência de 9 W em determinadas regiões onde havia segregação de cobalto, a concentração deste elemento oscilou de 5 a 25 % e não foi eficientemente eliminada pelo laser. Tal como mostrado na figura 4.19. Com a potência de 15 W a concentração de cobalto na superfície manteve-se constante em 8% tal como mostrado na figura 4.20. A deposição de filmes de Ti por CVD em substratos com altas concentrações de cobalto é mais frágil que a deposição em substratos contendo 6 % de Co (BISCH, 1995). Esta é a razão que fez a ferramenta texturizada apresentar vida menor que a padrão. A texturização fragilizou a cobertura, incentivando sua rápida remoção quando em atrito com a peça e cavaco, aumentando com isso a taxa de desgaste da ferramenta.

Na tabela 4.1 e na figura 4.1 vê-se que a rugosidade Ra dos substratos é de 0,43 μm para a superfície texturizada com 9 W e 3 passadas do laser, 0,62 μm para a superfície texturizada com 15W e 3 passadas do laser e 0,26 μm para a superfície sem texturização. Os valores de Ry são respectivamente 4,9 μm , 5,3 μm e de 2,3 μm , para a superfície texturizada com jateamento de abrasivo. Como visto no item 4.2.5, a espessura da camada PVD é 1,75 $\pm$ 0,15 μm , enquanto das camadas depositadas pelo processo CVD a espessura total depositada é de 11 μm . Aqui se tem então a razão da maior adesão das camadas depositadas sobre substrato texturizado quando se tem cobertura PVD. O valor da rugosidade do substrato texturizado é da ordem de grandeza da cobertura e, conseqüentemente, tem uma forte ação de ancorar a camada no substrato, evitando/postergando seu arrancamento, com isso, diminuindo a taxa de desgaste da ferramenta e, assim, aumentando a vida da ferramenta. Também explica porque quando se tem potência mais

alta do laser (15 W) a vida da ferramenta é maior que quando se utilizou potência mais baixa (9 W). A rugosidade do substrato é maior e, com isso, o efeito de ancoramento é maior. Já quando a cobertura é CVD, este efeito de ancoramento não é forte, já que a rugosidade do substrato é muito pequena diante da espessura das camadas. São dois os pontos que explicam o ganho do processo industrial de texturização no caso do revestimento CVD. O primeiro a remoção do cobalto da superfície e o segundo a redução da rugosidade superficial. A remoção do cobalto da superfície faz com que o cobalto na inferace (figura 4.26b) detectado na análise de EDS (figura 4.27c) seja apenas o oriundo da difusão que ocorre nas altas temperaturas durante o tempo de processo de deposição das três camadas ($\text{TiCN} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN}$) e a baixa rugosidade superficial, comparada com a gerada pela texturização laser, que gera uma superfície menor para a difusão do Co.

4.3 Mecanismos de desgaste

Durante os ensaios de usinagem as ferramentas foram avaliadas continuamente através do uso de um microscópio ótico. Posteriormente, finalizados os ensaios de usinagem, as ferramentas foram avaliadas em um microscópio eletrônico em duas etapas. Primeiramente foram limpas em ultrassom e analisadas no estado em que se encontravam. Posteriormente sofreram um ataque ácido para remover o material da peça/cavaco aderido e novamente analisadas. A codificação da condição de texturização identificada nas micrografias é a mesma da tabela 4.5.

4.3.1 Pastilha TNMG 160408 PM 4225 – CVD comercial

A figura 4.40 é um conjunto de três micrografias justapostas da pastilha de texturização comercial e sem ataque químico, utilizada no ensaio com $v_c = 450$ m/min. A micrografia 4.40a mostra a superfície de folga. Nesta região o desgaste se forma em função do atrito do material da nova superfície da peça que acaba de ser formada com a ferramenta.

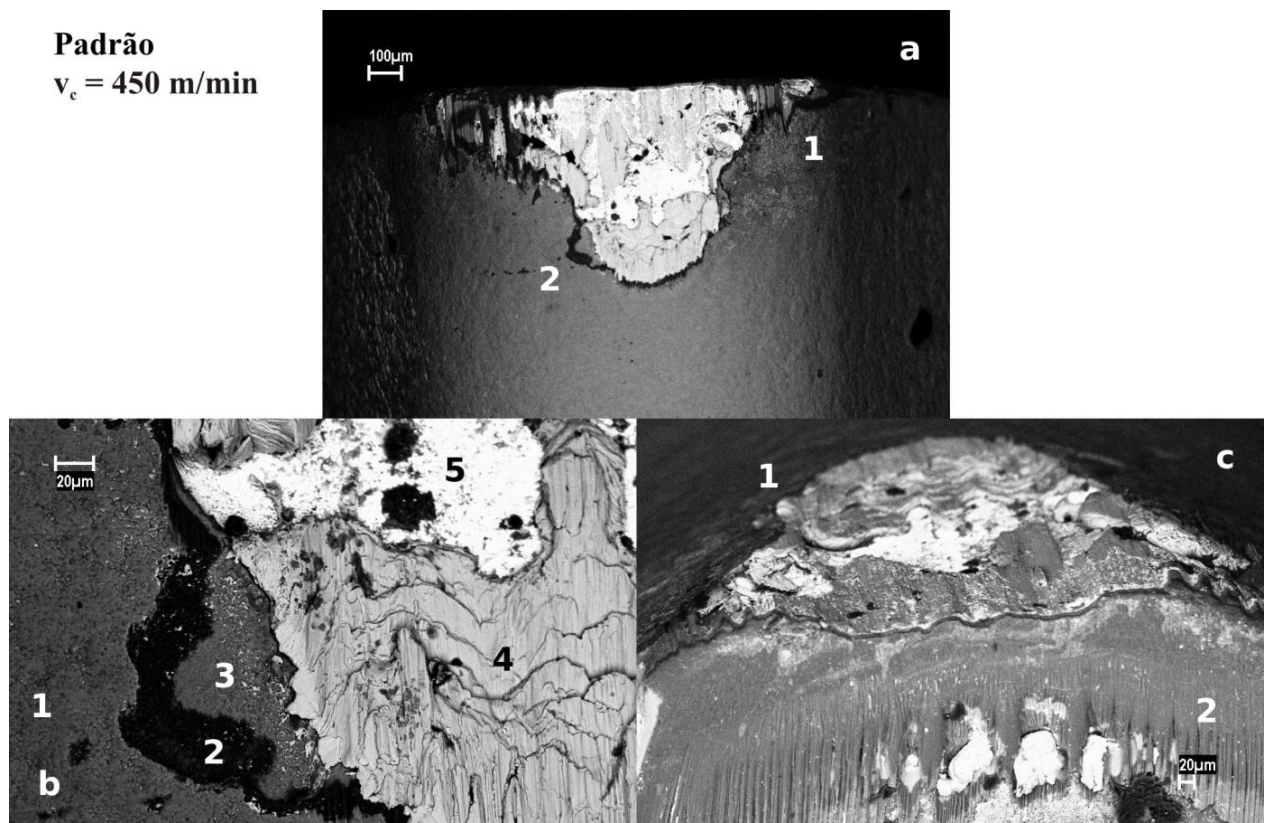


Figura 4.40 Superfícies da pastilha TNMG 160408 PM 4225 ao final do ensaio de torneamento (ferramenta padrão, sem ataque químico). (a) superfície de folga sem ataque químico mostrado em ‘1’ desgaste de entalhe. (b) detalhe ‘2’ da figura (a) mostrando ‘1’ o revestimento de TiN, ‘2’ o revestimento de alumina, ‘3’ o revestimento de TiCN, ‘4’ a adesão de material e ‘5’ o substrato. (c) superfície de saída mostrando em ‘1’ a destruição parcial da aresta em função do desgaste de flanco e ‘2’ a zona de aderência.

Na região assinalada com “1” nota-se um pequeno desgaste de entalhe. O desgaste das ferramentas é particularmente influenciado pela atmosfera ou pelo ambiente. Durante os estágios iniciais do ensaio de desgaste, as observações periódicas no microscópio ótico mostravam que este tipo de desgaste predominava. As marcas características de desgaste de entalhe evoluíam nas extremidades da aresta de corte nos instantes iniciais do ensaio de desgaste. À medida que o

ensaio prosseguia, este desgaste se estabilizava e o desgaste de flanco passava a ser dominante, até que o critério de fim de vida fosse atingido.

A micrografia da figura 4.40b é uma ampliação da região “2” da figura 4.40a. Os resultados das análises EDS mostram que na figura 4.40b a região indicada por “1” possui o revestimento mais externo de TiN intacto, ou seja, não sofreu nenhum contato com o material da peça e, desta forma, nenhuma marca de abrasão é percebida. Na região indicada por “2” a alumina foi exposta, o revestimento externo de TiN foi removido provavelmente em função do contato intermitente com o cavaco. Esta intermitência é função do progressivo desgaste da ferramenta que provoca pequenas alterações de geometria que dificultam o controle do cavaco. Na região “3” não se consegue visualizar marcas de abrasão, mas o revestimento de TiCN que se encontra logo abaixo da camada de alumina. A região 4 é formada pelo material da peça que se aderiu à superfície de folga da ferramenta e a região “5” é essencialmente formada pelo substrato da ferramenta. Nesta região todo o revestimento que existia foi removido em função do contato ferramenta-peça.

Na figura 4.40c visualiza-se a ponta da ferramenta. A região “1” é a superfície de folga e a região “2”, a superfície de saída da ferramenta. A forma circular da aresta foi parcialmente destruída em função do desgaste que ocorreu na superfície de folga. Pode-se observar próximo à região da aresta de corte, na superfície de saída, a existência de uma área plana. Esta área poderia ser associada à zona de aderência, onde as tensões normais de contato envolvidas são tão elevadas com temperaturas tão altas que as micro-irregularidades das superfícies envolvidas deformam-se plasticamente, transformando a área de contato real do cavaco com a ferramenta igual à área de contato aparente. Quando dois materiais de diferentes propriedades estão sob estas condições de contato, como ocorre na usinagem dos metais, a força necessária para mover um corpo sobre o outro assume o valor da força necessária para cisalhar o material de mais baixa tensão de cisalhamento por toda a área de contato. Esta força é independente da força normal, mas é diretamente proporcional à área aparente de contato. A resistência da ligação entre as superfícies varia muito com o material da peça, com o material da ferramenta e com as velocidades de corte e de avanço. Nas análises de seção transversal do cavaco e em ensaios de "quick stop", zonas de intensa deformação de cisalhamento próxima da interface são normalmente observadas. No caso da usinagem de aço, a espessura destas zonas é da ordem de 25 - 50 μm e a deformação é muito mais severa que as avaliadas no plano de cisalhamento,

provocando assim notáveis alterações na microestrutura do material (TRENT, 2000). O comprimento da região de contato pode ser consideravelmente maior que a espessura do cavaco não deformado, podendo atingir dez vezes este valor. Além do limite da região de contato mais intenso há uma região onde visivelmente notam-se marcas alinhadas com o sentido de fluxo do cavaco. Estas marcas são provocadas pelo deslizamento do cavaco que intermitentemente atrita com o material da superfície, gerando sulcos que acabam promovendo a exposição do substrato.

O tempo de ataque químico de 15 min foi o suficiente para remover todo o material aderido da superfície de saída e de folga da ferramenta mostrada na figura 4.40.

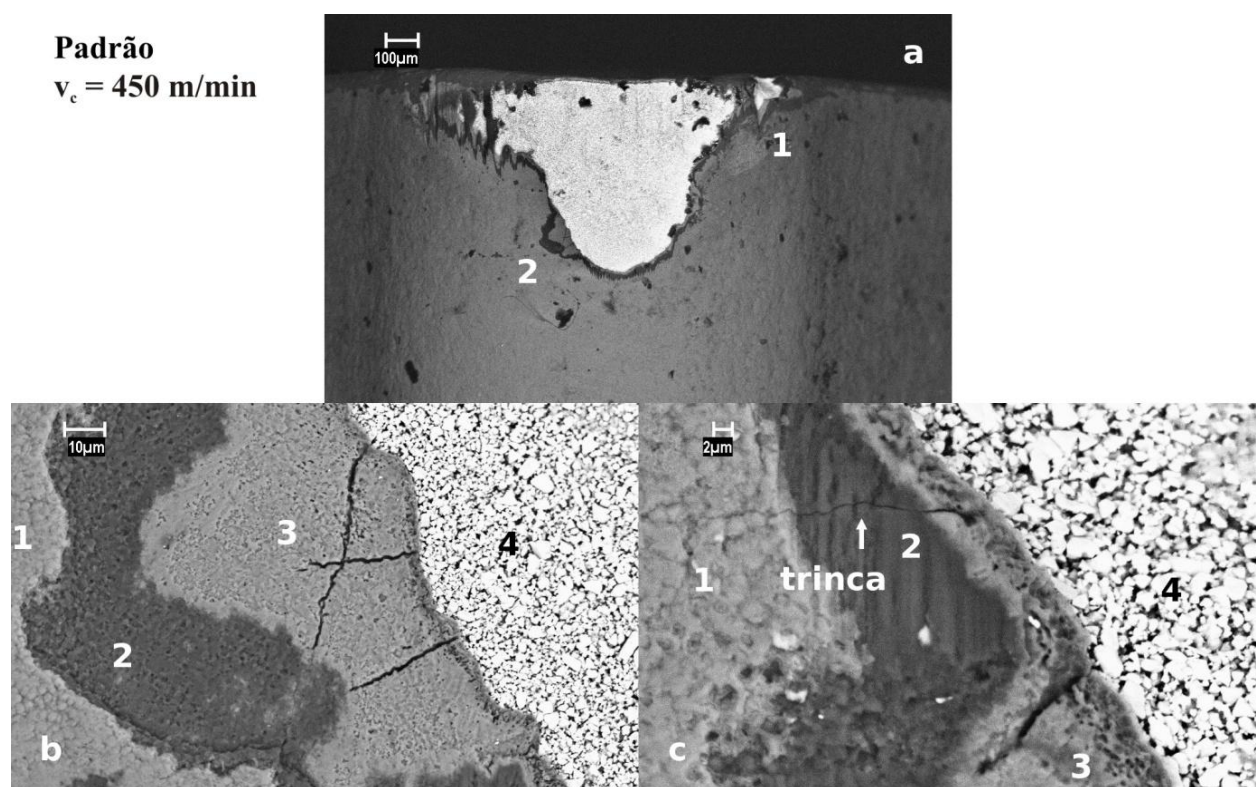


Figura 4.41 Desgaste da superfície de folga da ferramenta TNMG 160408 PM 4225 - CVD sem texturização após ataque químico. (a) desgaste na superfície de folga mostrando a extensão dos desgastes de flanco e desgaste inicial de entalhe. (b) trincas de origem térmicas oriundas da etapa de resfriamento do CVD. (c) marcas de abrasão e trincas.

A observação da micrografia da superfície de folga da ferramenta após o ataque (figura 4.41a) mostra com clareza a extensão do desgaste na superfície de folga. Nota-se ainda que o desgaste inicial de entalhe destruiu as três camadas de revestimento da superfície e expôs o substrato (região “1”).

Na figura 4.41b, que é um detalhe da região “2” da figura 4.41a, pode-se observar que o ataque químico viabilizou a identificação das trincas de origem térmica características do revestimento de TiCN-CVD (região “3”). Nesta figura, a superfície da região 4 que antes estava coberta com o material da peça aderido, agora revela os grãos do substrato de metal duro em função do ataque ácido que removeu todo o material da peça que estava aderido à ferramenta. A região “2” é composta de alumina e a região “1”, a camada mais externa do revestimento de TiN.

Um outro detalhe da região 2 da figura 4.41a pode ser visto na micrografia 4.41c. Nela se percebe marcas de abrasão na alumina que não estavam muito claras na figura anterior. Na área próxima da região 2 há uma trinca que se estende através do revestimento de alumina e é parcialmente acobertada pelo revestimento de TiN.

Nas regiões da interface onde ocorre deslizamento, seja de forma contínua ou intermitente, outros mecanismos de desgaste podem atuar e, em condições adequadas, podem promover um desgaste acelerado nestas áreas. As partes da superfície particularmente afetadas nas áreas de contato intermitente estão indicadas na figura 4.42a pelas letras E, H e F. A grande diferença na taxa de desgaste de revestimentos é no desgaste de entalhe onde ocorre muito deslizamento. O desgaste nesta posição é mínimo com revestimento de alumina. O desgaste da ferramenta de corte é influenciado pela atmosfera do ambiente. É interessante notar que no corte a seco, o ar desempenha um papel sutil. O oxigênio do ar tem um efeito lubrificante. Isso ocorre porque os óxidos formados no final do comprimento de contato na zona de deslizamento tendem a reduzir a adesão entre a ferramenta e o metal recém usinado. No entanto, o oxigênio acelera o desgaste de entalhe na extremidade da aresta de corte. Já o nitrogênio presente tende a reduzir o desgaste do entalhe.

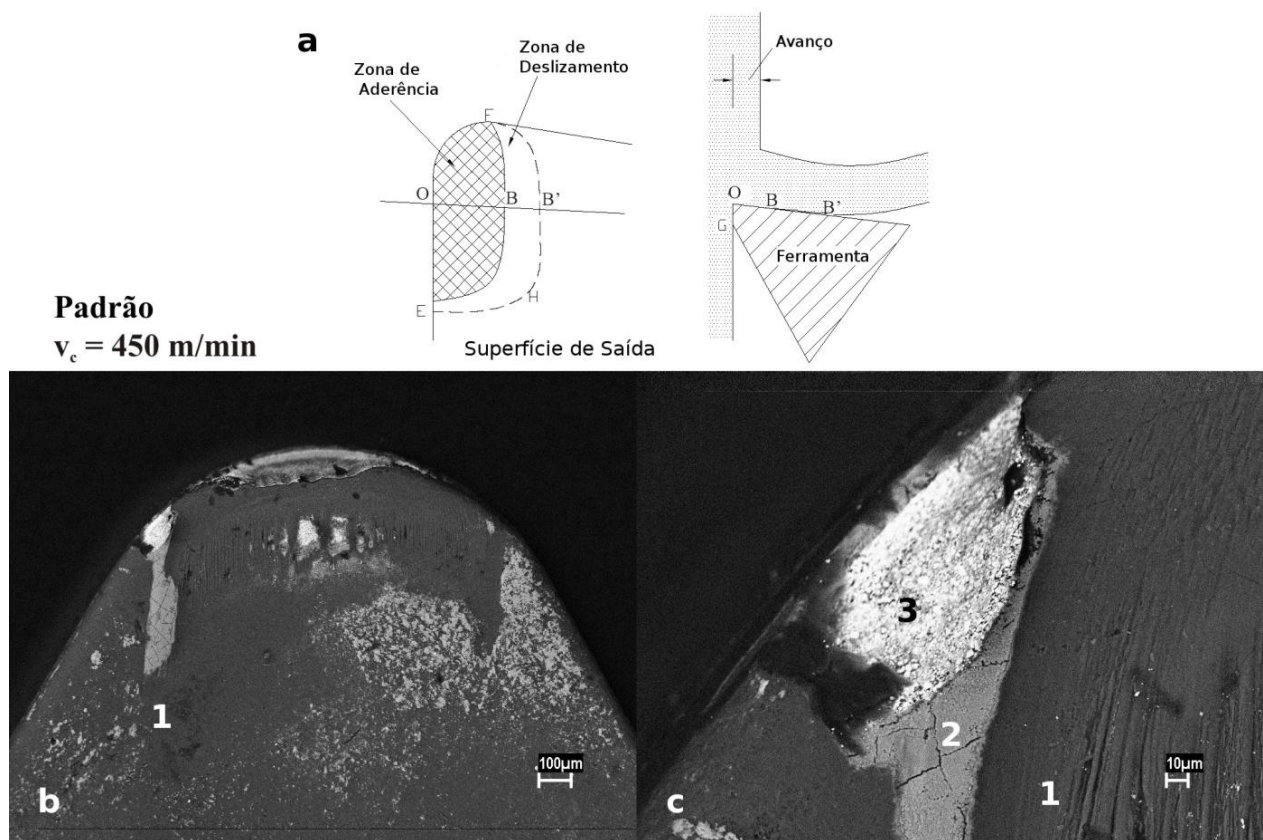


Figura 4.42 Superfície de Saída da pastilha TNMG 160408 PM 4225- CVD sem texturização, ensaiada com $v_c = 450 \text{ m/min}$ após ataque químico. (a) identificação das áreas de contato intermitente. (b) superfície de saída salientando '1' início de formação de desgaste de entalhe. (c) ampliação da região '1' da figura (b) detalhando remoção da alumina provocada pelo fluxo do cavaco '2' com exposição das trincas térmicas e remoção total do revestimento '3'.

O desgaste acelerado ocorre na superfície de saída na posição EH, e na superfície de folga na posição E, que é o resultado da projeção do limiar da superfície da peça na posição de início da profundidade de corte com a superfície da ferramenta. Os mecanismos de desgaste que operam nas regiões de deslizamento são provavelmente os que ocorrem em condições mais normais de desgaste de superfícies deslizantes, envolvendo abrasão e transferência do metal, e muito influenciado por interações químicas com o ambiente (TRENT, 2000).

A observação da superfície de saída após a realização de ataque químico para remoção do material aderido mostra que o pequeno desgaste de entalhe observado nas figuras 4.40a e 4.41a realmente expõe o substrato na superfície de saída (figura 4.42b)

O detalhe 1 da figura 4.42b foi ampliado e mostrado na figura 4.42c. Nesta figura, pode ser visto na região 3 o substrato exposto em função do desgaste de entalhe. Na superfície de saída, onde ocorre o desgaste de entalhe, parte da alumina foi removida também pelo escoamento de cavaco. Nota-se na região 2 desta figura o revestimento de TiCN com as trincas características do processo de resfriamento CVD. Na região “1”, onde a alumina não foi removida ainda, notam-se riscos e sulcos alinhados com a direção de escoamento do cavaco.

Um número de fatores adicionais podem estar relacionados à formação do desgaste de entalhe tais como a concentração de tensões em função do gradiente de tensão na superfície da ferramenta e a formação de trincas térmicas em função do gradiente de temperatura na superfície da ferramenta com formação de pequenos fragmentos que atuam de forma abrasiva induzindo ao desgaste (SHAW, 2004).

O revestimento da ferramenta com uma fina camada de materiais duros e quimicamente inertes pode reduzir a abrasão, a difusão, a oxidação e desgaste químico e permitir que a ferramenta seja usada em altas velocidades de corte. O revestimento também sofre desgaste, pode falhar por fragmentação, devido à fadiga mecânica e térmica. Quando a camada de revestimento é destruída, outros mecanismos de desgaste atuam agressivamente no substrato da ferramenta, uma vez que as ferramentas revestidas são usadas em velocidades de corte elevadas em comparação ao uso das ferramentas sem revestimento. Desta forma, a falha da ferramenta prossegue aceleradamente após a destruição do revestimento (STEPHENSON, 2005).

Na pastilha comercial percebe-se que o mecanismo de desgaste que levou a ferramenta a atingir o critério de fim de vida, gerador do desgaste de flanco foi o “attrition”. Observa-se que uma vez removido o material aderido (região 4 da figura 4.40) somente se percebe o substrato (figura 4.41a e 4.41b). Como o mecanismo de “attrition” se processa no nível dos grãos, observadas no microscópio, as áreas que sofreram “attrition” tem a aparência áspera (MACHADO, 2009).

4.3.2 Pastilha TNMG 160408 PM 4225 – CVD texturizada a laser

A avaliação do desgaste de flanco realizada por microscopia ótica da pastilha TNMG 160408 PM 4225 é facilitada pela fina camada de TiN que envolve a superfície de folga. À medida que a superfície da peça começa a atritar com a ferramenta, a fina camada dourada é logo removida. Um erro de análise pode ocorrer se não for levado em conta a existência das camadas de alumina e de TiCN que existem antes do substrato ser atingido. O ângulo de folga é de 6° e a espessura total do revestimento de camada tripla é de $\sim 11 \mu\text{m}$. Considerando-se a possibilidade de um desgaste tangente à superfície que está sendo gerado, os carbeto da ferramenta somente começarão a ser expostos a partir de um desgaste VB superior a 0,10 mm.

A figura 4.43 exibe a região da ponta da ferramenta que foi texturizada com potência de 15 W em água, logo após o término do ensaio de torneamento realizado com $v_c = 450 \text{ m/min}$. A ferramenta foi limpa com escova de aço e posteriormente com acetona. Na micrografia realizada no MEV percebe-se as marcas de abrasão nas diferentes camadas que compõem o revestimento, principalmente nas regiões 2 e 3 da figura. Quatro regiões distintas são observadas. A região 1 é constituída de material da peça que aderiu à superfície de folga.

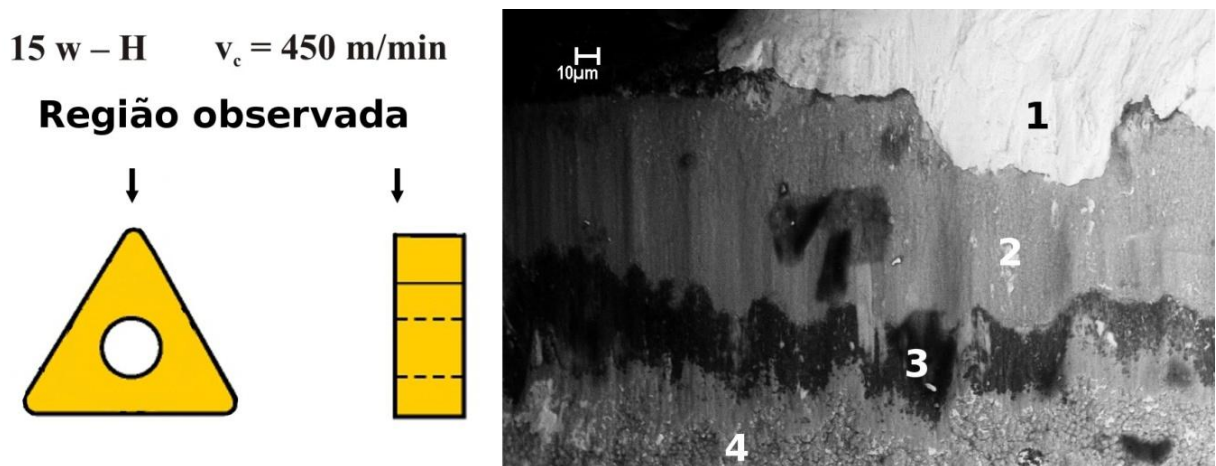


Figura 4.43 Superfície de folga da ferramenta texturizada com potência de 15 W submersa.

A região 2 é constituída do TiCN, uma camada intermediária de revestimento que é depositada entre a alumina e o substrato de metal duro. A região 3 é formada de alumina e a região 4 da camada externa dourada de TiN. O valor médio da distância das fronteiras das regiões 1 e 4 é da ordem de 116 μm .

À medida que o desgaste de flanco prossegue, uma vez eliminado o revestimento, a adesão do material da peça no substrato totalmente exposto acontece. O mecanismo de desgaste da região sem o revestimento é acelerado uma vez que os parâmetros de corte estão ajustados para a ferramenta revestida. Nesta região, ocorre um mecanismo de desgaste por “attrition” no qual o material da peça é continuamente aderido e arrancado em função da ação de corte. A figura 4.44 mostra uma sucessão de micrografias da ferramenta texturizada com 9 W em água após a finalização do ensaio de torneamento realizado a 540 m/min e procedimento padrão de limpeza, sem realização de ataque químico.

Na figura 4.44a identificam-se as regiões 1 e 2 na superfície de folga. A região 1, onde o revestimento foi totalmente removido, está ampliada na figura 4.44b. Nesta imagem nota-se a textura grosseira típica da remoção de partículas da ferramenta por “attrition”, isto é, estão expostas regiões mais claras onde os carbeto afloram à superfície e regiões onde o material da peça ainda aderido permanece na ferramenta. Assim, os riscos abrasivos vistos na foto da figura 4.44a foram causados pelo atrito dos carbeto removidos da ferramenta durante o processo de desgaste por “attrition”. Na região 2 da figura 4.44a, detalhada na figura 4.44c, percebe-se a formação de um degrau onde, num espaço de $\sim 25 \mu\text{m}$, estão expostos as três camadas de revestimento e o material aderido, contrastando com os 116 μm da figura 4.43. Nesta figura, a região 1 é o material da peça, a região 2, TiCN, a região 3, Al_2O_3 e a região 4 TiN.

P = 9 W
submersa

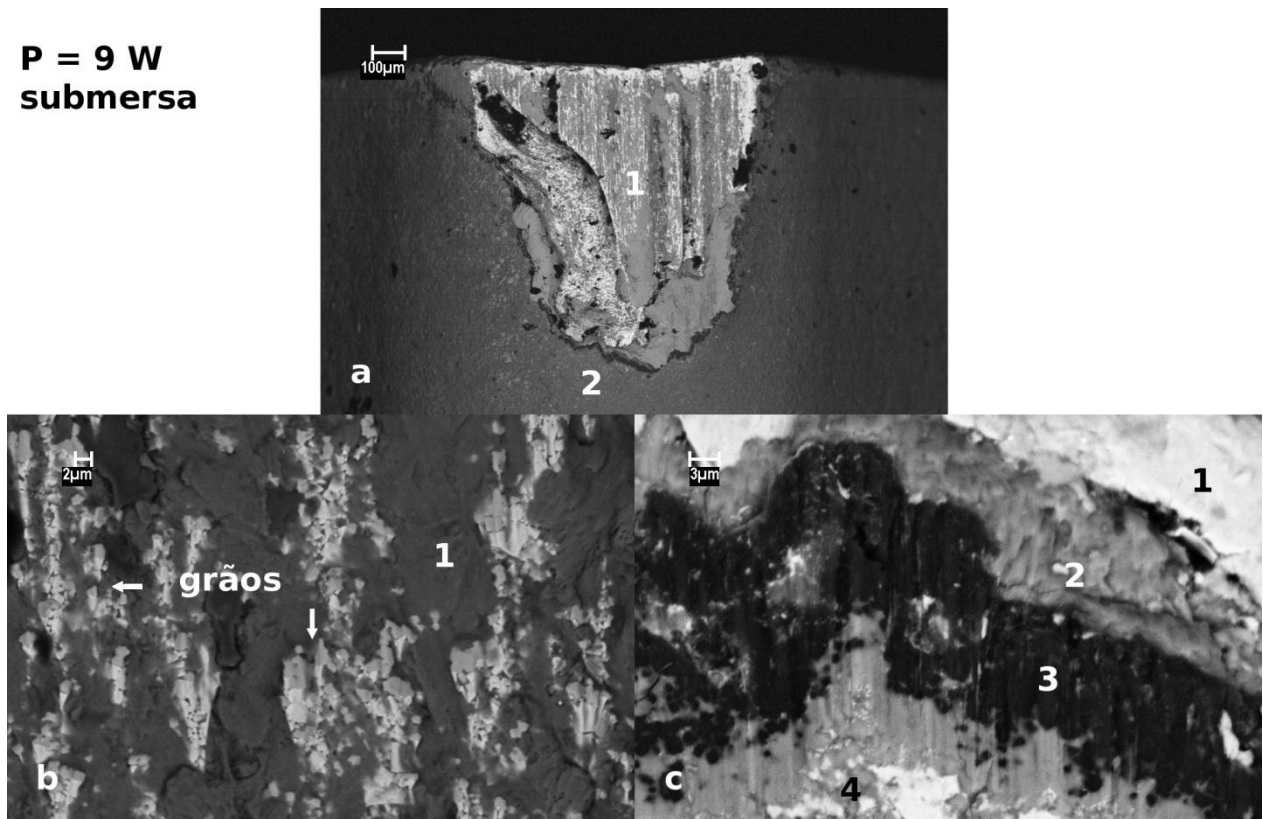


Figura 4.44 Observação da superfície de folga desgastada por “attrition” de pastilha texturizada submersa P = 9 W submetida a teste de usinagem com $v_c = 540$ m/min. (a) desgaste de flanco. (b) detalhe da região ‘1’ onde se nota adesão de material da peça e exposição de grãos de carbeto sugerindo mecanismo de “attrition”. (c) detalhe da região ‘2’ mostrando numa pequena distancia 1 adesão de material, 2 revestimento de TiCN, 3 revestimento de alumina e 4 revestimento de TiN.

A figura 4.45 mostra a superfície de folga da ferramenta texturizada com 9 W em água após a finalização do ensaio de torneamento com velocidade de corte de 450 m/min, limpeza padrão e remoção do material aderido com o ataque de ácido clorídrico.

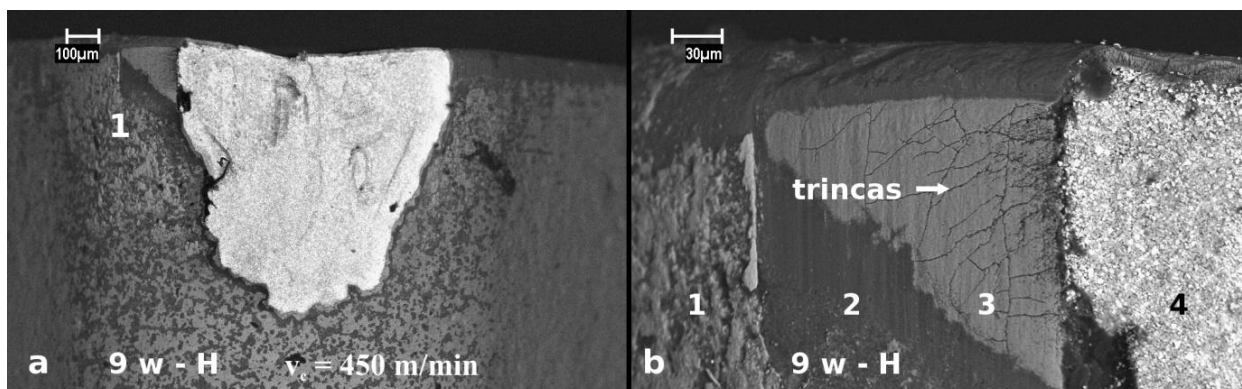


Figura 4.45 Superfície de folga da ferramenta texturizada submersa com $P = 9\text{ W}$ e limpa com ataque ácido. (a) desgaste de flanco (b) detalhe da região '1' mostrando a presença de trincas no revestimento de TiCN

A região 1 assinalada na figura 4.45a encontra-se ampliada na figura 4.45b. Nesta figura os números 1, 2 e 3 identificam os revestimentos de TiN, Al_2O_3 e TiCN e o número 4, os carbeto do substrato. A figura 4.45b e a figura 4.46 diferenciam-se não pela potência de texturização mas pelo ambiente (ar e água) e pela velocidade de corte que foi utilizada no ensaio de torneamento.

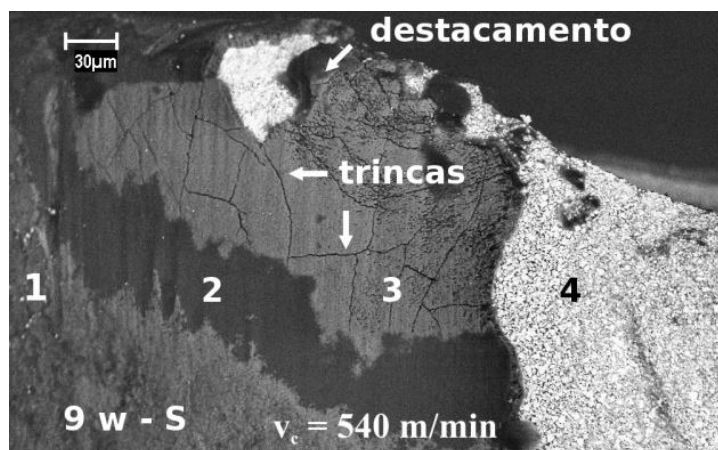


Figura 4.46 Detalhe da superfície de folga da ferramenta texturizada em ar com $P = 9\text{ W}$ que limpa com ataque ácido após usinagem revelou a presença de trincas e destacamentos do revestimento.

Ambas as figuras são ampliações da região 1 indicada na figura 4.45a. Nelas notam-se a presença de trincas na camada de TiCN (região 3). Na figura 4.46, que foi ensaiada com a velocidade de corte de 540 m/min, além das trincas percebe-se um destacamento da camada de TiCN. Riscos que indicam a direção de atrito são visíveis nas figuras 4.45b e 4.46.

A observação da superfície de saída em microscópio ótico durante o ensaio de desgaste e após a realização do ataque químico em microscópio eletrônico, mostrou que o revestimento de alumina e de TiCN não foram suficientes para eliminar o início da formação do desgaste de cratera, mesmo na velocidade de corte mais baixa. A figura 4.47a mostra a ferramenta texturizada com potência de 15 W em água que foi ensaiada com velocidade de corte $v_c = 450$ m/min. Nela observa-se que o início de formação do desgaste de cratera localiza-se na zona de deslizamento. A região “1” da figura 4.47a está ampliada na figura 4.47b e a região “2” encontra-se ampliada na figura 4.47c. As marcas do deslizamento do cavaco são visíveis nas figuras 4.47b e 4.47c.

A região “1” da figura 4.47b e 4.47c identifica as áreas onde o revestimento foi totalmente removido, expondo o substrato. Na figura 4.47b, a região 2, que corresponde ao revestimento de TiCN, os riscos existentes e que se prolongam até a superfície 3 (Al_2O_3) podem ser marcas de abrasão do mecanismo de desgaste que ocorre na superfície de saída e que dá origem ao desgaste de cratera.

As temperaturas na superfície de saída podem atingir valores superiores a 1200 °C, enquanto a temperatura na superfície de folga pode atingir 900 °C. O desgaste de cratera das ferramentas revestidas ocorre por deformação plástica seguida de fratura dúctil como sendo o mecanismo dominante. A deformação plástica é usualmente discreta e superficial e sua deformação limitada à camada mais externa do revestimento. O desgaste inicia-se pela deformação plástica das asperezas superficiais, desenvolve-se pela formação de sulcos ao longo do fluxo de escoamento do cavaco e culmina com a remoção do material do revestimento por fratura dúctil. Nos revestimentos duros, este mecanismo compete com o mecanismo de difusão, mas nos revestimentos de Al_2O_3 o desgaste por discreta deformação plástica é dominante, uma vez que a solubilidade do revestimento no cavaco é extremamente baixa.

P = 15 W
submersa

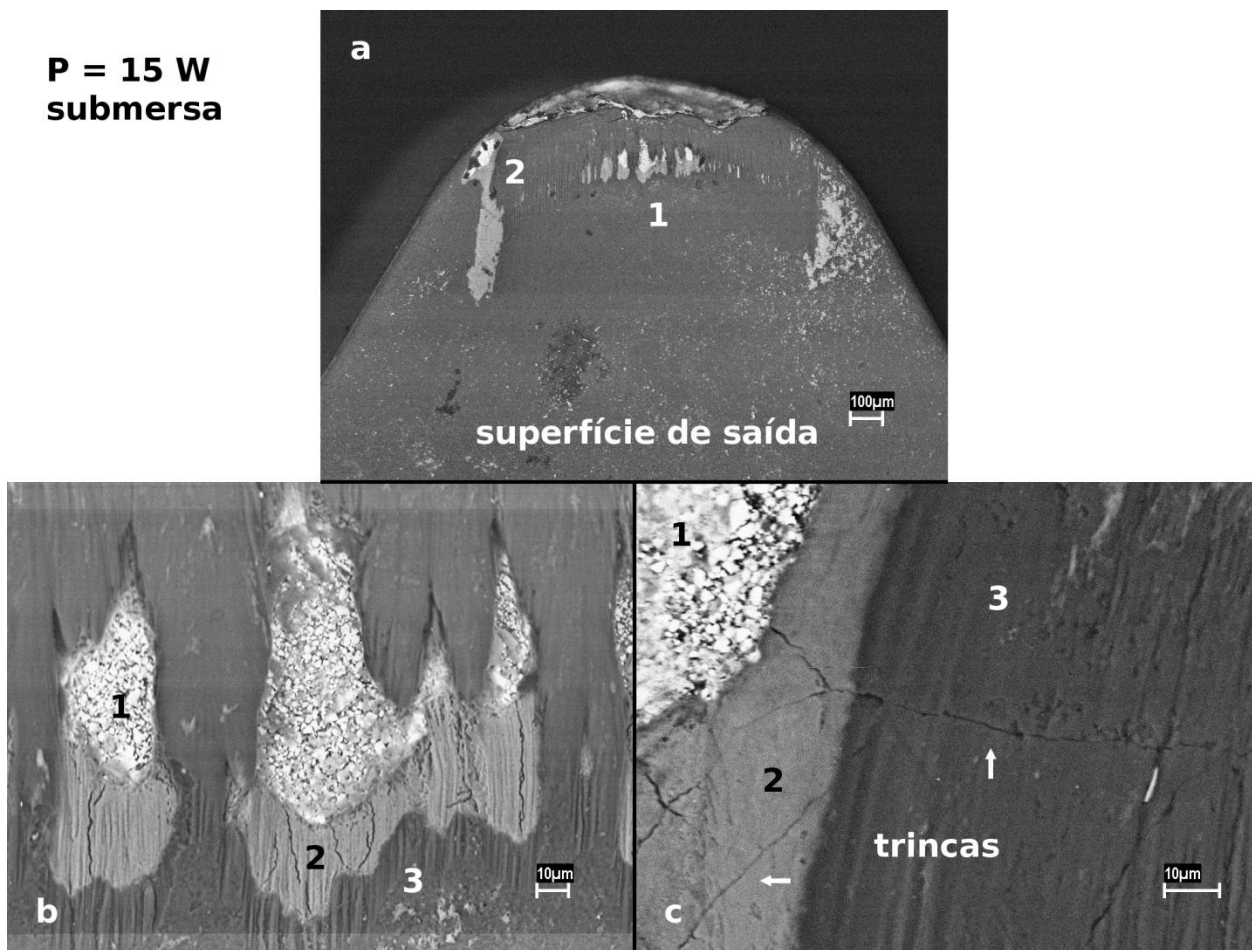


Figura 4.47 Observação da superfície de saída e o desgaste de cratera. Ferramenta texturizada com $P = 15 \text{ W}$ submersa – $v_c = 450 \text{ m/min}$ – com ataque químico. (a) superfície de saída (b) detalhe '1' da figura (a) onde se percebe início da formação do desgaste de cratera. (c) trincas nas camadas de '1' TiCN e '2' alumina.

Na superfície de saída, a temperatura do cavaco é relativamente alta e o material da peça torna-se relativamente macio e, desta forma, o desgaste abrasivo não é pronunciado. Nesta região, as altas temperaturas e altas pressões envolvidas facilitam a transformação de parte do revestimento para a fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Nas temperaturas acima de 900°C , a fase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ possui vários sistemas de deslizamentos que podem ser ativados. Consequentemente, nas temperaturas atingidas no processo de corte, a deformação plástica por movimentação de discordâncias nas

regiões mais externas do revestimento é mais provável de ocorrer. A alta temperatura na superfície de saída é provavelmente dominada por esta deformação plástica superficial. Nas operações de usinagem em que as temperaturas e pressões são bem inferiores o desgaste de cratera é função de desgaste abrasivo da fase κ -Al₂O₃. Nas condições de temperatura e pressão intermediárias, há a possibilidade que a região central da cratera tenha se transformado na fase α -Al₂O₃, enquanto as regiões mais externas mantêm-se na fase κ -Al₂O₃. Isto poderia resultar numa condição mista de desgaste, em que a fase α -Al₂O₃ é plasticamente deformada e a fase κ -Al₂O₃ sofre desgaste abrasivo (LARSSON, 1999).

A taxa de desgaste de cratera e de desgaste de flanco das ferramentas revestidas com alumina não apresenta grande diferença quando comparada com ferramentas revestidas com nitretos e carbetos. O desgaste de cratera das ferramentas revestidas de alumina é causado pela deformação plástica superficial do revestimento e não por difusão. (TRENT, 2000). À medida que a cratera cresce e se aproxima da aresta de corte, cresce também a temperatura e a taxa de aumento da profundidade da cratera. O fim de vida baseado no desgaste de cratera pode ser rapidamente atingido catastróficamente quando a cratera se aproxima da aresta de corte e o lascamento da aresta ocorre. O volume de material necessário para promover a falha catastrófica da ferramenta é muito maior no desgaste de cratera que no desgaste de flanco, porém a alta taxa de desgaste do desgaste de cratera faz com que a vida da ferramenta, avaliada por desgaste de flanco e desgaste de cratera sejam praticamente a mesma (SHAW, 2004). Porém, nota-se na figura 4.47 que a profundidade da cratera desta superfície foi pequena, pois muito das camadas de cobertura ainda estão presentes. Assim, esta profundidade alcançou somente alguns poucos microns.

Uma vez removido os revestimentos de alumina e TiCN, nestas regiões o que se observa são os grãos do substrato que estão expostos à ação de mecanismos de desgaste como abrasão e difusão, que são acelerados em função das velocidades de corte praticadas.

Na figura 4.47c, percebe-se várias trincas tanto na região “2” (TiCN), quanto na região “3” (alumina). Nesta região o desgaste formado é de entalhe

A figura 4.48 mostra a superfície de saída da ferramenta texturizada com 9 W em água ensaiada com velocidade de corte de 540 m/min. Tal como na figura 4.47, o material aderido foi removido por ataque ácido. Nesta ferramenta observa-se que o desgaste de cratera encontra-se

plenamente desenvolvido. As superfícies indicadas com “1”, “2” e “3” são respectivamente regiões onde o substrato encontra-se exposto, onde há a camada intermediária de TiCN e regiões onde permanece a camada superior de alumina.

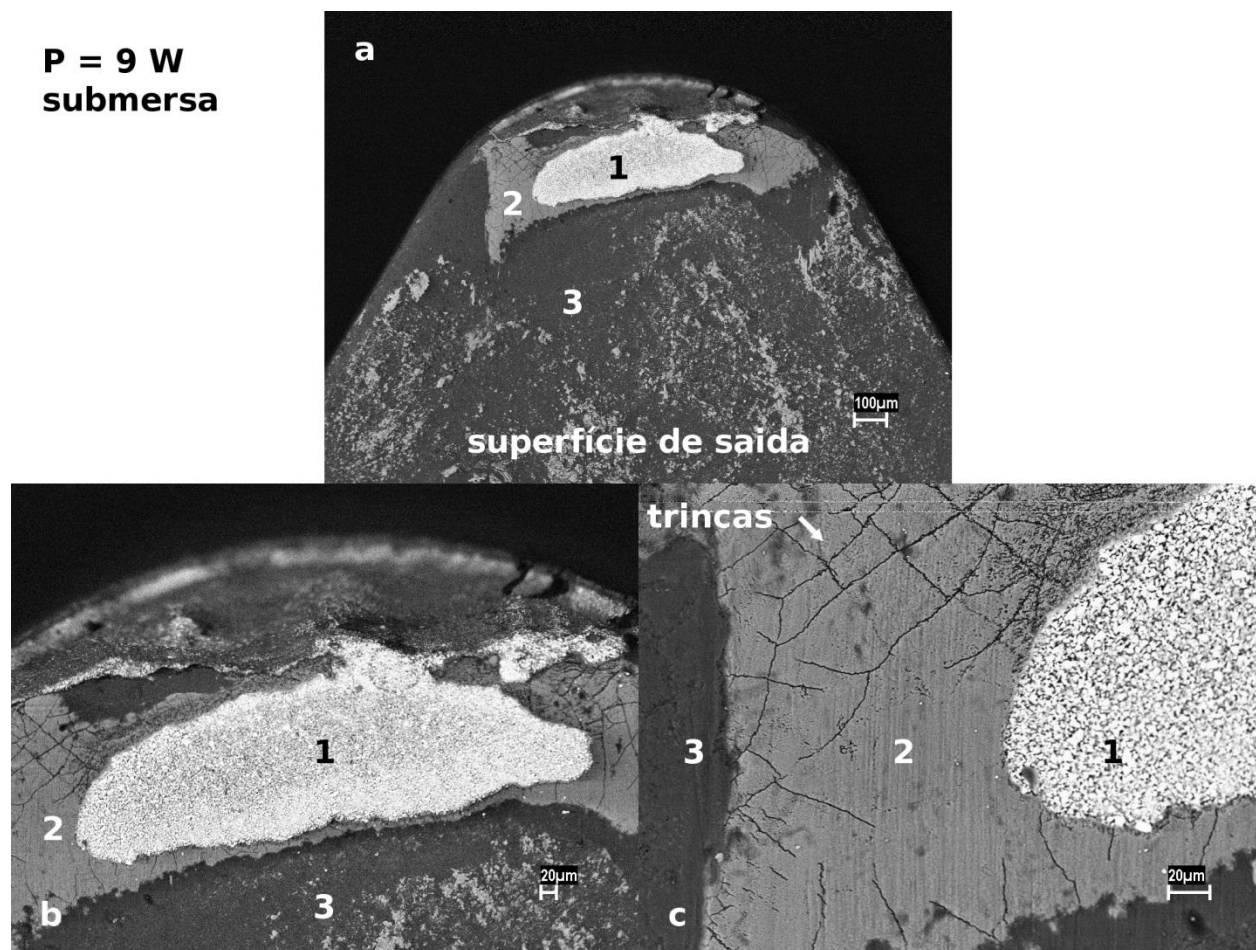


Figura 4.48 Observação da superfície de saída e o desgaste de cratera – com ataque ácido de ferramenta revestida com CVD e texturizada com laser P = 15 W submerso - $v_c = 540$ m/min. (a) ponta da ferramenta evidenciando destruição da aresta e desgaste de cratera. (b) detalhe da região da cratera onde em ‘1’ percebe-se substrato exposto, em ‘2’ revestimento de TiCN e em ‘3’ alumina. (c) trincas no revestimento de TiCN

Na figura 4.48b (ampliação da região 1 da figura 4.48a) pode-se observar a proximidade entre o desgaste de cratera e a borda desgastada da aresta de corte, cujo raio inicial de curvatura foi fortemente danificado pelo desgaste de flanco. Na figura 4.48c (ampliação da região 1 da figura 4.48b) é possível perceber no revestimento de TiCN, região 2, a existência de marcas que indicam o sentido de escoamento do cavaco. Nesta região dois mecanismos combinados atuam no sentido de promover o crescimento de desgaste de cratera. O mecanismo de difusão, que é mais acelerado em função do aumento da temperatura provocado pelo aumento da velocidade de corte e o aumento da deformação plástica do revestimento, também facilitado pelo amaciamento do revestimento que é provocado pelo aumento da temperatura. As trincas de origem térmica características do processo CVD são visíveis e ainda intensificadas na borda superior que separa as regiões 1 e 2. Embora maior que a cratera mostrada na figura 4.47 cujo mecanismo de formação ocorreu a uma velocidade de corte inferior e, portanto, a uma menor temperatura, o desgaste de flanco foi o delimitador do critério de fim de vida.

O mecanismo de desgaste atuante no desgaste de cratera do WC-Co é o desgaste por difusão. Os átomos de carbono e metal que formam a ferramenta difundem para o material da peça que está aderido na superfície de saída da ferramenta e são transportados pelo fluxo de cavaco. As características das superfícies envolvidas na usinagem e as temperaturas que se desenvolvem na zona de corte são altas o suficiente para permitir que considerável difusão do estado sólido ocorra. A ocorrência de desgaste de cratera por difusão é função da velocidade de corte e da velocidade de avanço (TRENT, 2000).

É importante não simplificar um processo de grande complexidade. As taxas de difusão determinadas por pares de materiais estáticos não podem ser usadas para prever as taxas de desgaste da ferramenta, porque as condições vigentes na interface ferramenta cavaco são muito diferentes das condições de realização de teste estático de difusão. O fluxo de material da peça transporta para fora da região de difusão átomos da solução, restringindo muito a formação de um gradiente de concentração. O material da zona de fluxo tem uma grande concentração de discordâncias e está submetido à recuperação dinâmica e recristalização. Nestas zonas de cisalhamento termoplástico, novos contornos de grão são constantemente gerados e a difusão no contorno de grão é mais rápida que a difusão em uma rede cristalina, mesmo sobre condições estáticas (TRENT, 2000).

A condição necessária para existir a difusão é que haja alguma solubilidade. O WC pode se dissolver em até 7% no ferro a 1250 °C. A taxa de desgaste por difusão depende da compatibilidade dos materiais. Grandes diferenças de taxas de desgaste por difusão ocorrem entre diferentes combinações de material da peça e material da ferramenta. A taxa de desgaste é mais dependente das propriedades químicas que da resistência mecânica ou da dureza da ferramenta. Isto explica porque a alta dureza das ferramentas de metal duro de grão fino não se reflete em melhoria de resistência ao desgaste por difusão. No metal duro, a taxa mais rápida de difusão é entre átomos de cobalto da ferramenta e de átomos de ferro do material da peça. Os grãos de carbetos, entretanto, não são afetados e removidos por duas razões. Primeiro, os grãos de carbetos que não são isolados, constituem o maior volume do metal duro, suportando uns aos outros rigidamente. Segundo, quando os átomos de cobalto migram para fora da ferramenta, os átomos de ferro difundem para dentro. O ferro também é eficiente como aglomerante, agindo quase da mesma maneira que o cobalto. Os átomos de carbono são pequenos e se difundem rapidamente no ferro, mas os átomos de carbono na ferramenta de metal duro estão quimicamente ligados ao tungstênio e não são tão livres para se movimentar (TRENT, 2000).

A texturização não promoveu nenhuma alteração nos mecanismos de desgaste presentes nas ferramentas com revestimentos CVD. Os mecanismos de desgaste foram acelerados em função do aumento da velocidade de corte. O desgaste de cratera ficou mais evidente nos ensaios realizados com velocidades de corte maiores, porém a velocidade de crescimento do desgaste de flanco sempre foi maior que o desgaste de cratera. O desgaste de flanco foi o predominante nos ensaios de desgaste determinando o de fim de vida.

4.3.3 Pastilha TNMG 160408 QM 1005 – PVD comercial

Por observação simples, é praticamente impossível perceber alguma diferença entre as pastilhas TNMG 160408 QM 1005 de tratamento padrão industrial e as texturizadas a laser. A única diferença perceptível, que foi vista com auxílio de microscópio eletrônico utilizando imageamento com elétrons retro espalhados, é a existência de micro destacamentos do

revestimento que ocorrem na aresta de corte das pastilhas comerciais (figura 4.49). Estes destacamentos micrométricos, com comprimento variando de 150 a 195 μm e largura de 30 a 46 μm , localizam-se na aresta principal de corte, na região do raio de arredondamento da aresta, próximo ao raio de ponta da ferramenta.

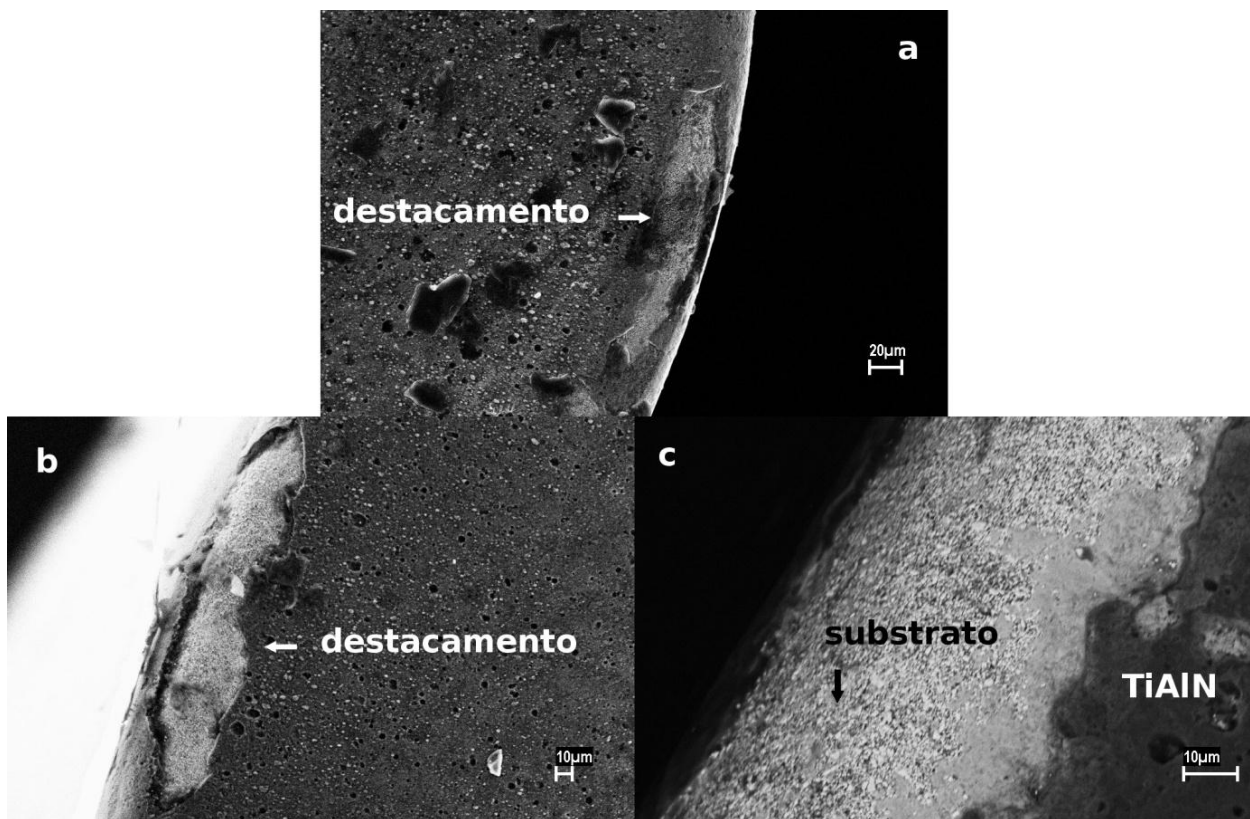


Figura 4.49 Fotos de aresta de corte da ferramenta TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão sem desgaste. (a) presença de destacamentos na região do raio de arredondamento de aresta. (b) presença de destacamentos na região do raio de arredondamento de aresta. (c) exposição de substrato provocada pelo destacamento e ausência de marcas de choque que justifiquem falhas de manuseio.

Na figura 4.49a e b pode-se observar a forma e o posicionamento destes destacamentos. Cada pastilha triangular possui seis arestas de corte e este defeito estava presente em todas as pastilhas observadas e em todas as arestas das pastilhas.

Não foram encontradas nas amostras evidências que estes destacamentos fossem consequências de choque mecânico entre as pastilhas quando do manuseio fabril ou transporte delas. Tal como pode ser visto na figura 4.49c, não há nenhuma marca de amassamento ou choque nas áreas onde o destacamento ocorreu.

Na avaliação destas ferramentas comerciais submetidas ao teste de torneamento com velocidade de corte de 300 m/min, pode-se observar que a forma de desgaste dominante que leva a ferramenta até o fim de vida é o desgaste de entalhe que ocorre nas regiões 1 e 2 conforme indicado na figura 4.50. As imagens que compõem as figuras 4.50 e 4.51 foram realizadas após o término do ensaio de torneamento sem a utilização de ataque químico para remoção de material aderido. Comparado com o desgaste de flanco, o desgaste de entalhe desenvolve-se muito mais rapidamente e forma uma ranhura na borda de corte. A ação mecânica da borda do cavaco, a oxidação e a interação química aceleram o mecanismo de desgaste (PAVEL, 2005). Neste caso, os defeitos já existentes na aresta mostrados na figura 4.49 incentivaram a formação do entalhe.

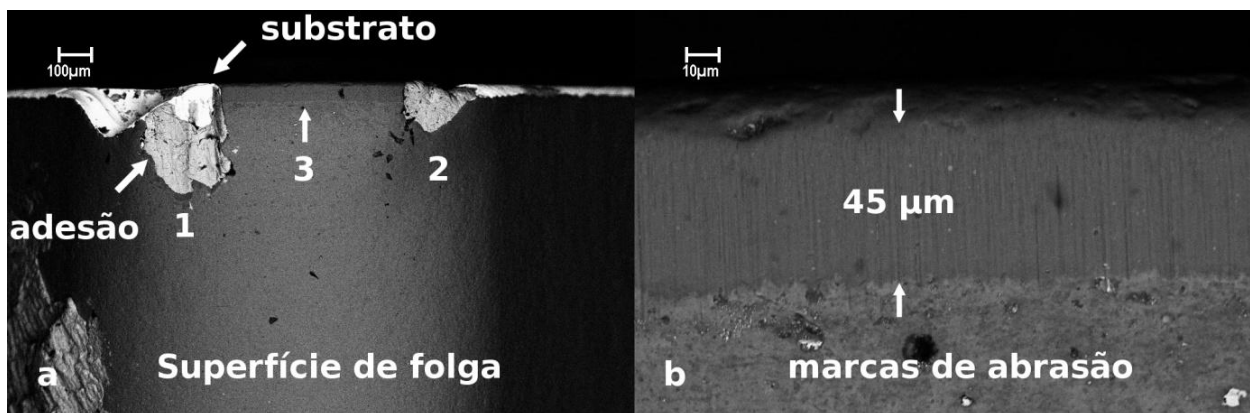


Figura 4.50 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão. $v_c = 300$ m/min sem ataque químico. (a) adesão de material na região ‘1’ e ‘2’ onde ocorre desgaste de entalhe. (b) ampliação da região ‘3’ onde se nota marcas de abrasão no revestimento de TiAlN.

Uma vez estabelecido, o desgaste levou à ruptura do filme na região de entalhe, e foi acelerado pelo mecanismo de “attrition” que se estabelece entre o material da peça e o substrato

exposto. Observa-se ainda que os pontos 1 e 2 da figura 4.50 são equivalentes aos pontos E e F da figura 4.42a.

Contrastando com a extensão do desgaste de entalhe, que ocorreu nas extremidades 1 e 2 da aresta de corte (figura 4.50a) e que levou à remoção do revestimento, a região central da aresta indicada pelo número 3, possui o revestimento intacto. A ampliação desta região limitada pelos dois desgastes de entalhe mostra uma superfície com marcas de abrasão apresentando ranhuras paralelas entre si que foram formadas na direção de fluxo de material em contato, na direção de corte (figura 4.50b). Ao longo da extensão destas ranhuras nenhum droplet foi encontrado, sugerindo que o mecanismo de abrasão, que pode envolver deformação plástica e fratura de fragmentos, foi o responsável pela remoção dos “droplets” que, em conjunto com os fragmentos liberados, agiram como um terceiro corpo duro no mecanismo gerador da abrasão. O comprimento dos sulcos abrasivos medidos após o raio de arredondamento da aresta de corte limita-se a 45 μm . Nesta região não houve exposição dos grãos do substrato. Este resultado sugere que, nos outros ensaios em que o desgaste de flanco (e não o de entalhe) foi o responsável pelo fim de vida da ferramenta e em que o mecanismo de “attrition” foi o responsável pelo grande valor do desgaste, a abrasão foi o mecanismo inicial, isto é, a abrasão foi a responsável pelo desgaste no início da vida da ferramenta. A abrasão removia a camada de cobertura e, com isso, propiciava a adesão de material da peça sobre a superfície de folga da ferramenta, gerando condições para que o “attrition” ocorresse.

A observação da superfície de saída (Figura 4.51a) da ferramenta utilizando elétrons retro espalhados mostra uma propagação de destacamentos do revestimento para uma região da aresta de corte onde não ocorre a ação de corte, isto é, para uma região onde não ocorre contato com o material do cavaco. Este destacamento pode ter sido provocado pela ação da perda de controle do escoamento de cavaco provocado pela mudança de geometria em função da geração do entalhe. Vale observar que entre os dois entalhes não houve destacamento do revestimento. Provavelmente a formação e crescimento do desgaste de entalhe da superfície de folga e da superfície de saída podem ter sido facilitados pelos destacamentos que já existiam na aresta nova.

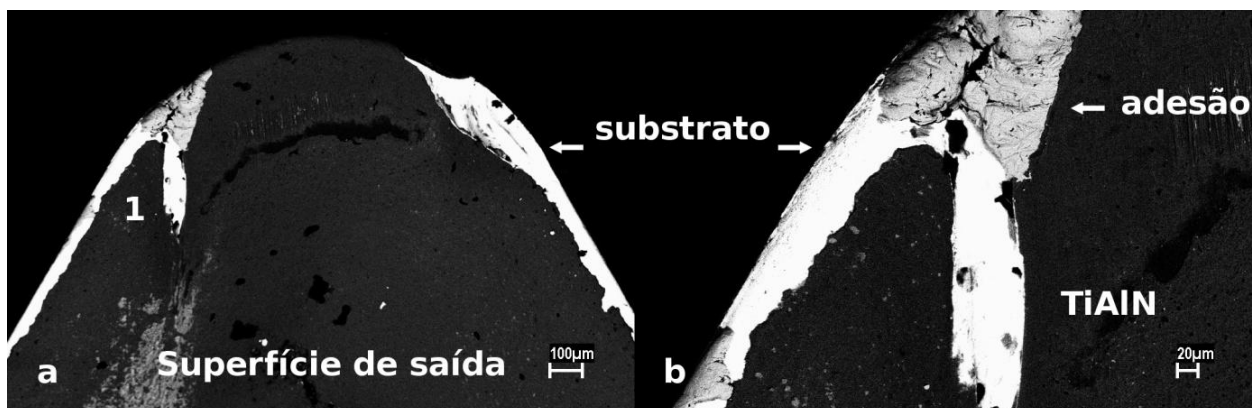


Figura 4.51 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão. $v_c = 300$ m/min sem ataque químico. (a) imagem obtida com eletrons retroespalhados evidenciando exposição do substrato e desgaste de entalhe. (b) detalhe da região ‘1’ onde se nota a adesão de material no desgaste de entalhe e a exposição do substrato.

A figura 4.51b é uma ampliação da região de entalhe identificada com “1” da figura 4.51a. Nesta ampliação pode-se observar a adesão de material e a exposição de cavaco que ocorrem na região do entalhe

A figura 4.52a mostra a superfície de folga de uma ferramenta ensaiada com velocidade de corte de 360 m/min. Na fase inicial do teste de desgaste em observações com microscópio ótico o desgaste de entalhe era perceptível. À medida que a usinagem prossegue, os entalhes formados crescem fragilizando a aresta de corte e promovendo uma falha abrupta da ferramenta. Como a ferramenta ainda se encontra em movimento de corte, a cinemática da usinagem imprime um desgaste de flanco pronunciado em um pequeno intervalo de tempo. Na observação desta superfície em microscópio eletrônico após o término do ensaio de desgaste e a remoção do material aderido com ataque ácido, não se percebe mais o desgaste de entalhe que propiciou a falha da ferramenta. Provavelmente o desgaste de entalhe cresceu rapidamente devido à maior velocidade de corte e causou a destruição total da aresta de corte, como mostrado na figura 4.52a.

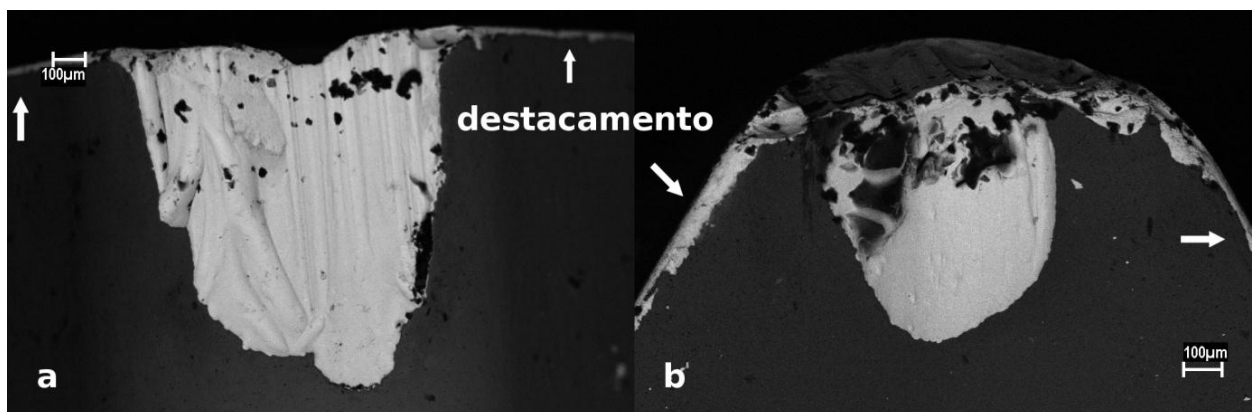


Figura 4.52 Desgaste nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD padrão. $v_c = 360$ m/min com ataque químico para remoção de material aderido. (a) desgaste na superfície de folga com indicações de destacamento do revestimento na região da borda da aresta de corte. (b) superfície de saída evidenciando destruição da aresta de corte pelo desgaste de flanco, presença de desgaste de cratera e destacamentos do filme na região da aresta de corte.

Na superfície de saída (figura 4.52b) nota-se o destacamento do revestimento na aresta principal próximo à região de trabalho e a formação de uma cratera. Esta foi a cratera mais extensa dentre todas as que ocorreram nos ensaios deste trabalho. Percebe-se também a presença de um destacamento do revestimento nas arestas da ferramenta na região fora da área de corte. Provavelmente a baixa aderência do revestimento revelada pelos ensaios de indentação facilitou a remoção do filme.

4.3.4 Pastilha TNMG 160408 QM 1005 - PVD texturizada a laser

Durante o início do ensaio de desgaste, as ferramentas texturizadas apresentam um início de formação de desgaste de entalhe que ultrapassa a espessura do revestimento, expondo os grãos de metal duro. O desgaste de entalhe atinge uma altura média não superior a $150\ \mu\text{m}$, menor portanto que o critério de fim de vida, que é $VB = 0,3\ \text{mm}$. Independentemente da condição de

texturização, este mecanismo é o primeiro a se destacar no ensaio de torneamento. À medida que o ensaio prossegue, outros mecanismos que promovem o desgaste de flanco tornam-se predominantes e o desgaste de entalhe se estabiliza. A figura 4.53a mostra a superfície de folga de uma ferramenta texturizada a seco com potência de 9 W, ensaiada com velocidade de corte de 300 m/min. A imagem foi realizada sem nenhum ataque químico.

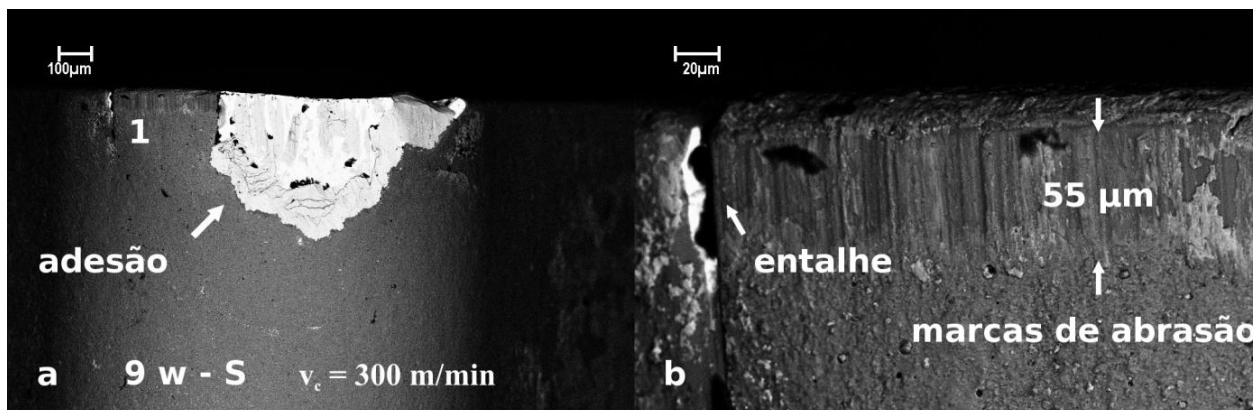


Figura 4.53 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD texturizada com laser P = 9 W em ar – Imagem realizada sem ataque químico. (a) presença de desgaste de entalhe na região ‘1’ e adesão de material da peça. (b) detalhe do entalhe e marcas de abrasão.

Nesta superfície nota-se o desgaste de flanco com adesão de material e, no detalhe ‘1’, ampliado na figura 4.53b, o desgaste de entalhe. Observam-se ao lado do entalhe, as marcas de abrasão que, com uma altura aproximada de 55 μm , ainda não foram suficientes para expor o revestimento. Diferentemente do que ocorreu na ferramenta padrão, nas ferramentas texturizadas o desgaste de entalhe não cresceu. Uma hipótese para explicar esta ocorrência é a total ausência das falhas e destacamentos do revestimento das arestas que estavam presentes somente na ferramenta padrão (figura 4.49). Em todas as ferramentas revestidas por PVD que foram texturizadas a laser não foram percebidas falhas de revestimento junto à aresta de corte. Tem-se aqui então mais uma razão para a maior vida da ferramenta texturizada. A texturização permitiu uma melhor cobertura das superfícies da ferramenta pelas camadas de recobrimento, o que foi

fundamental para frear o crescimento do desgaste de entalhe que, na ferramenta padrão, determinou seu fim de vida.

Uma vez estabelecido o desgaste de entalhe ele estabilizava-se em valores sempre inferiores ao critério de fim de vida. Provavelmente, a remoção da camada de revestimento foi causada pelo processo abrasivo, como está mostrado pelos sulcos abrasivos da figura 4.53b (região vizinha ao desgaste que levou a ferramenta ao fim da vida). Uma vez iniciado a remoção do revestimento da superfície de folga pela ação da abrasão, a adesão de material da peça se tornava uma constante.

A figura 4.54 mostra que o material aderido na superfície de folga recobria uma boa extensão da superfície desgastada. O material aderido também recobre uma porção do desgaste de entalhe.

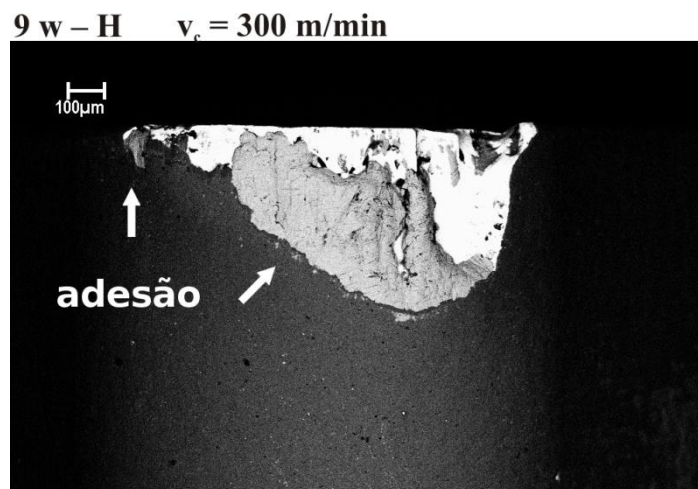


Figura 4.54 Adesão de material na ferramenta texturizada submersa com potência de 9 W e posteriormente revestida de TiAlN – PVD – Imagem realizada sem ataque químico após teste de usinagem.

A figura 4.54 retrata um momento após a finalização do corte. A imagem foi realizada sem nenhum ataque químico. Durante a usinagem, a adesão de material é resultante de uma ação cíclica de renovação de superfícies. As novas superfícies geradas pela usinagem atritam com a superfície de folga da ferramenta. Como resultado do atrito, estabelece-se uma ligação entre o

material da peça e o material da ferramenta que são responsáveis pela adesão. É uma ligação temporária que se rompe de uma maneira cíclica de duas maneiras. Ora a ligação se rompe do lado do material da ferramenta, gerando fragmentos que vão agir como um terceiro corpo no mecanismo de abrasão, aumentando com isso o desgaste da ferramenta, ora a ligação se rompe no lado do material da peça, deixando sobre a superfície da ferramenta material aderido e provocando uma deterioração do acabamento superficial da peça.

A observação da superfície de saída das ferramentas texturizadas com laser evidencia em primeiro lugar a ausência de destacamentos dos revestimento que ocorreram nas pastilhas texturizadas pelo processo padrão. Em toda a extensão da aresta de corte não se percebeu uma única região onde houvesse exposição do substrato.

O substrato na superfície de saída se torna exposto somente após os testes de usinagem, distante alguns centésimos de milímetro da aresta de corte. Na figura 4.55 se utilizou a técnica de elétrons retro espalhados que permite distinguir bem as fases presentes. Sobre uma superfície de saída previamente atacada com ácido nítrico, observa-se que a aresta de corte foi destruída pelo desgaste de flanco. Nota-se ainda a forma típica do desgaste de cratera. Na extremidade onde se forma o desgaste de entalhe, percebe-se que o fluxo de cavaco removeu uma parcela do revestimento (figura 4.55a). A oxidação agindo simultaneamente com “attrition” poderiam ser os mecanismos responsáveis pela formação do desgaste de entalhe (TRENT, 2000). Em velocidades de corte elevadas, provavelmente a difusão pode fazer parte do processo. Isso é evidenciado pelo fato de o aumento da velocidade de corte aumentar a taxa deste tipo de desgaste (MACHADO, 2009). Na comparação das figuras 4.51a, 4.51b e 4.52b com a figura 4.55a, nota-se a influência da texturização a laser na adesão do revestimento na região da aresta de corte. Praticamente não existe substrato exposto fora da região desgastada nas ferramentas texturizadas a laser.

A figura 4.55b mostra uma ampliação da região ‘1’ da figura 4.55a na fronteira entre o revestimento e a cratera formada. Nela observa-se a presença de pelo menos duas trincas no revestimento de TiAlN. A figura 4.55c é uma ampliação da região do substrato identificada como ‘1’ na figura 4.55b. Nela observam-se em detalhes os carbeto de metal duro do substrato expostos na região de formação da cratera. Os ensaios de EDS realizado nesta região não detectou a presença de cobalto e, tal como previsto por Trent (2000), os carbeto de WC estão praticamente intactos.

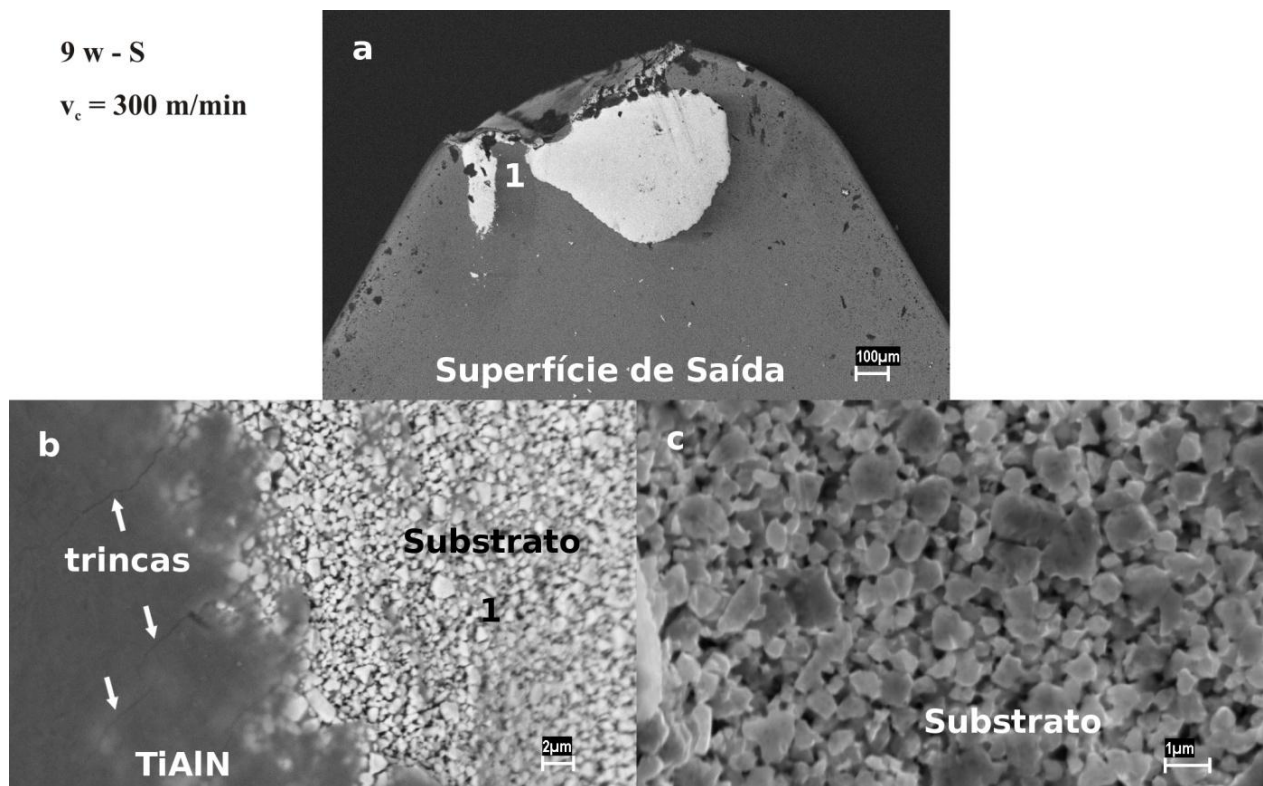


Figura 4.55 Desgaste de entalhe nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 PVD texturizada com laser P = 9 W em ar – Imagem realizada com ataque químico para remoção de material aderido. (a) ponta da ferramenta revelando destruição parcial da aresta pelo desgaste de flanco e presença de desgaste de cratera. (b) presença de trincas na borda entre desgaste de cratera e revestimento de TiAlN. (c) carbeto livres na superfície de cratera.

As falhas do revestimento na superfície de folga foram provavelmente provocadas pelo atrito do material da peça com o material do revestimento da ferramenta. A figura 4.56 mostra a superfície de folga da ferramenta texturizada com potência de 15w debaixo d'água, submetida ao ensaio de desgaste com velocidade de corte de 360 m/min. O material aderido foi removido pela ação de um ataque ácido realizado por quinze minutos. A região “1” ampliada está mostrada na figura 4.56b. Nesta figura, na região do substrato, observam-se com clareza os grãos de WC que compõem o metal duro. Os pequenos pontos brancos observáveis na região “1” são

provavelmente grãos do substrato que se soltaram na ação de limpeza por ultrassom que ocorreu após o ataque ácido. A região “1” aparece num nível inferior ao nível da região “2” e, provavelmente, é consequência de uma falha de coesão do revestimento que foi favorecida pelas solicitações dinâmicas do corte. A origem da falha pode também ser devido aos “droplets” mostrados na figura 4.29. Embora nestes revestimentos o tamanho médio dos “droplets” era da ordem de 3 μm e o diâmetro aproximado da região “1” é 24 μm , oito vezes maior, as macropartículas podem favorecer a geração de trincas e estas trincas poder ser associadas à falhas de coesão. As duas trincas identificadas próximas a região “1” poderiam vir a dar origem a uma nova falha de coesão

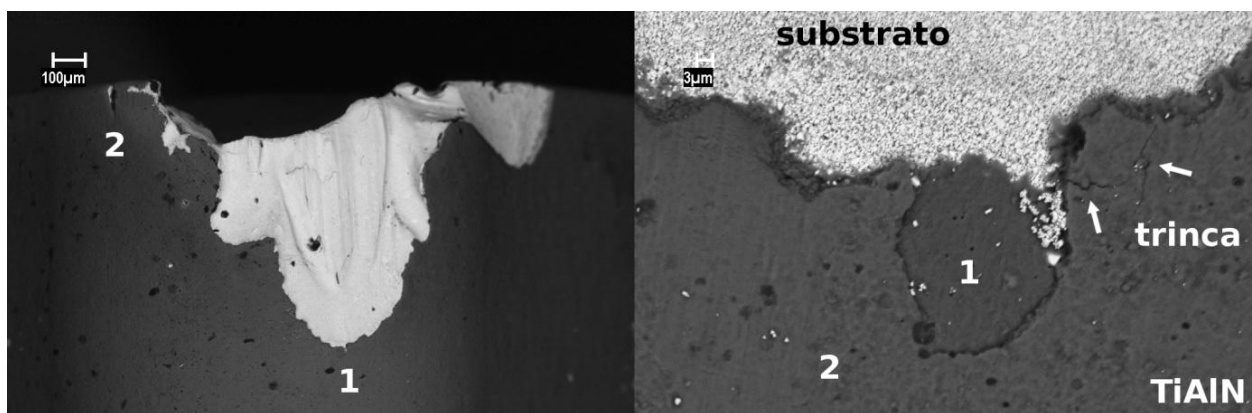


Figura 4.56 Desgaste de flanco nas ferramentas TNMG 160408 QM 1005 – PVD texturizada com laser $P = 15 \text{ W}$ em água – $v_c = 360 \text{ m/min}$ – após ataque com ácido. (a) imagem da superfície de folga onde na região ‘2’ nota-se desgaste de entalhe inicial. (b) ampliação da região ‘1’ da figura (a) onde se nota a presença de trincas e falha de coesão do revestimento.

O desgaste de flanco mostrado na figura 4.56a apresenta um valor muito superior ao critério de fim de vida estabelecido. Uma provável explicação para um valor tão elevado está no procedimento adotado para finalizar o ensaio. O ensaio de torneamento somente era interrompido quando a ferramenta ultrapassava um valor de desgaste $VB = 0,30 \text{ mm}$. Caso o valor de desgaste VB avaliado em microscópio ótico fosse inferior a $0,30 \text{ mm}$, a ferramenta era colocada novamente em ensaio, devendo usinar um comprimento de 460 mm antes de ser novamente

avaliada. Este procedimento gerava em alguns casos desgaste VB superiores a 0,5 mm na finalização do ensaio, pois a velocidade de crescimento do desgaste era muito maior a partir do valor de VB = 0,25 mm.

Os revestimentos e o metal duro são relativamente resistentes ao ataque do ácido utilizado para remover o aço aderido à superfície da ferramenta. Na figura 4.57a, em que o ataque ácido removeu todo o material aderido, é possível avaliar com precisão a extensão dos desgastes na superfície de saída como cratera (região “1”) e entalhe (região “2”), bem como avaliar detalhes no desgaste de flanco localizado na superfície de folga.

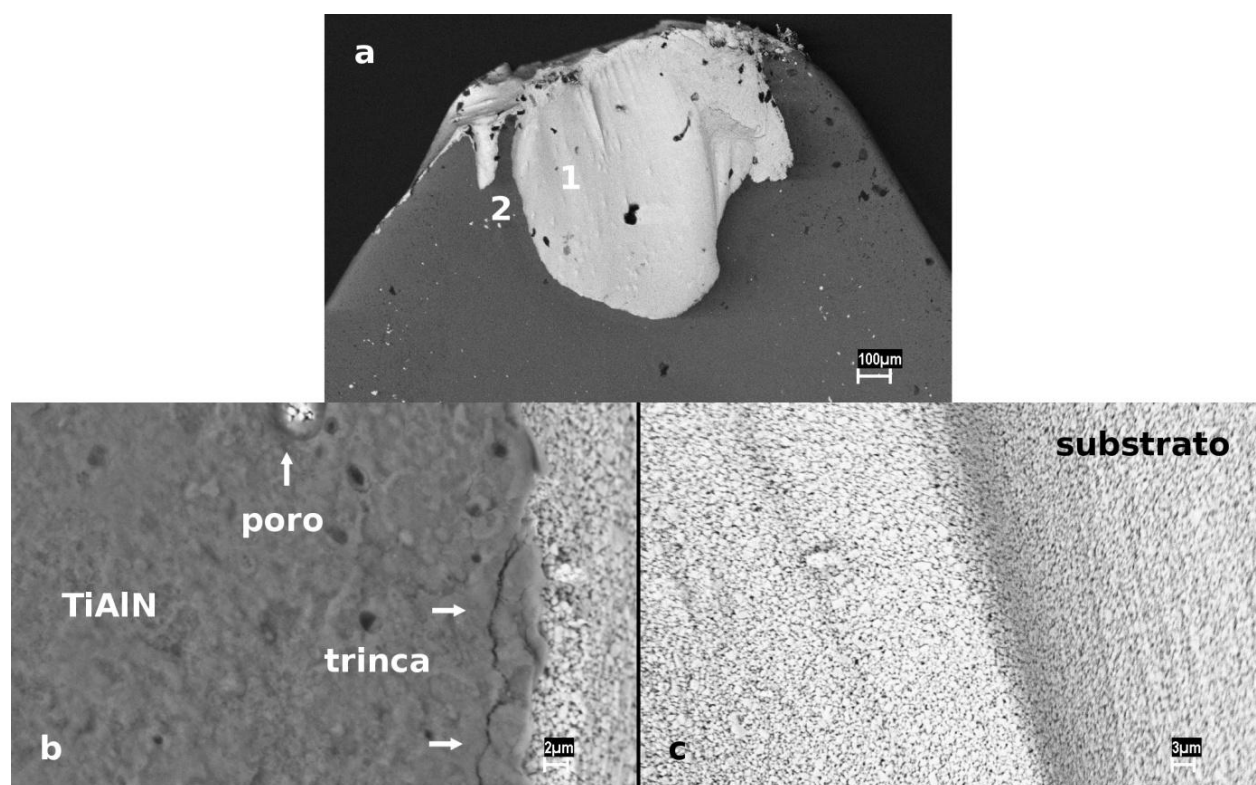


Figura 4.57 Superfície de saída da ferramenta PVD TNMG 160408 QM 1005 – PVD texturizado a laser P = 15 W submerso - $v_c = 360$ m/min – após ataque com ácido. (a) superfície de saída da ponta da ferramenta com desgaste de cratera. (b) detalhe da região ‘2’ evidenciando a presença de defeitos. (c) detalhe da região ‘1’ evidenciando as marcas direcionais de escoamento do cavaco

Na figura 4.57b, que é uma ampliação da fronteira entre a região da cratera e o revestimento, vê-se a presença de trincas no revestimento próximos à região desgastada e até mesmo poros que, pelo tamanho, provavelmente pode ter sido gerado por um “droplet” que foi removido pelo fluxo de cavaco. Na figura 4.57c nota-se em toda a sua extensão, que a agressividade do ataque ácido não é suficiente para promover uma remoção de microgrãos do substrato de forma a eliminar a assinatura do desgaste de abrasão. O ataque ácido não descaracteriza as marcas direcionais de escoamento de material sobre a superfície. O ataque ácido remove o material aderido e uma parcela do cobalto livre sobre a superfície do metal duro. As superfícies da cratera, uma vez eliminado o revestimento, são sujeitas à difusão. O mecanismo de desgaste por difusão em ferramentas de metal duro durante a usinagem do aço pode ser entendido como: o carbono se satura na fase cobalto com apenas 0,7%. O ferro tem solubilidade total no cobalto. Assim, em temperaturas da ordem de 1.000 °C, que ocorrem na usinagem, o ferro do aço tende a se difundir para a fase cobalto da ferramenta, fragilizando-a e aumentando a solubilidade do carbono para 2,1%. Essa maior solubilidade do carbono na fase ferro-cobalto promove a dissociação de carbeto de tungstênio, formando um carbeto complexo do tipo $(FeW)_{23}C_6$, liberando carbono. Esse carbeto complexo de ferro e tungstênio tem resistência à abrasão muito menor que o carbeto de tungstênio original, fragilizando a ferramenta de corte (MACHADO, 2009). O ataque ácido para remover o material aderido da cratera remove o cobalto e o ferro e desta forma dificulta a identificação do fenômeno de difusão. Pode-se inferir a existência de difusão apenas pela textura lisa da superfície.

Na comparação entre os mecanismos de desgaste atuantes nas ferramentas texturizadas e os mecanismos atuantes nas ferramentas convencionais pode-se perceber que a texturização não elimina ou cria condição para surgimento de algum mecanismo diferente dos percebidos no desgaste das ferramentas convencionais. Todos os mecanismos presentes nas ferramentas comerciais também estão presentes nas ferramentas texturizadas. A texturização elimina a presença de defeitos como o destacamento do filme nas arestas de corte como mostrado na figura 4.49 e aumenta a aderência do filme ao substrato tal como visto na figura 4.35. A texturização altera a relação de importância dos mecanismos de desgaste presentes nas ferramentas convencionais. O desgaste de entalhe não é propriamente um mecanismo de desgaste, mas uma forma (MACHADO, 2009), se fez presente nas ferramentas convencionais e texturizadas. Foi

muito mais severo nas ferramentas convencionais e a sua velocidade de crescimento foi acelerada pela falta de adesão do filme e dos destacamentos presentes na aresta de corte. Nas ferramentas texturizadas o entalhe presente nos instantes iniciais do ensaio de torneamento estabilizou-se em valores muito pequenos. A sua velocidade de crescimento foi reduzida em função da texturização que proporcionou uma excelente adesão do filme e impediu os destacamentos na aresta de corte. Os mecanismos responsáveis pela formação do desgaste de entalhe são oxidação, “attrition”, difusão e abrasão. A texturização, que aumenta a adesão entre revestimento e substrato reduz a abrasão provocada pelo desprendimento de fragmentos do revestimento. Estes fragmentos duros como um terceiro corpo no mecanismo de desgaste abrasivo. Em disponibilidade menor em função da texturização, os fragmentos geram um dano menor na ferramenta, expõem uma menor fração de área do substrato que estará sujeita aos fenômenos de oxidação, “attrition” e difusão. Desta forma a texturização ao reduzir o mecanismo de abrasão, reduz a formação de desgaste de entalhe. A adesão de material com o consequente mecanismo de “attrition” assume uma importância muito maior na formação do desgaste nas ferramentas texturizadas. É este mecanismo que é o responsável por promover o desgaste de flanco

5 CONCLUSÕES

Baseado nos resultados obtidos neste trabalho pode-se concluir que, para condições similares às utilizadas neste trabalho:

A texturização de superfícies de metal duro com laser de Nd-YAG, operando em regime pulsado, com taxas de repetição de pulsos fixada em 10 kHz com potência média variando de 3 W a 15 W, gera rugosidades crescentes com o valor da potência de texturização.

Quando se varia simultaneamente o número de texturizações e a potencia média do feixe incidente, a rugosidade praticamente não sofre interferência do número de texturizações para os valores de potência média mais baixos.

A potência de texturização mais alta gera na superfície de metal duro texturizada periodicidade que pode ser relacionada à distancia entre centros dos pulsos sucessivos de texturização.

A microestrutura da superfície é afetada pela potência de texturização e pelo número de texturizações. Potências de texturização mais elevadas afetam muito mais a estrutura superficial que o número de texturizações. Estruturas mais finas são obtidas com as menores potências de texturização.

A formação de trincas nas superfícies texturizadas depende do número de texturizações e da potência média de texturização. Aparentemente existe um limiar de fluência acumulada sobre a superfície que leva à geração de trincas pela texturização.

O ambiente de texturização em ar gera rugosidades superiores no substrato de metal duro quando comparado com o ambiente de texturização submerso em água.

O número de texturizações escolhido e as potências utilizadas induzem a possibilidade de se eliminar da superfície pelo menos 0,2 μm de espessura de Co. Os parâmetros de texturização são significativos ao substrato 1005 que possui tamanho médio de grão de WC da ordem de 0,6 μm , pois poderiam eliminar camadas de cobalto equivalentes à aproximadamente um terço do tamanho de grão.

A completa eliminação do cobalto não é fator determinante para aumento da adesão dos revestimentos PVD, uma vez que o cobalto pode ser utilizado com sucesso como elemento de camada intermediária na deposição de filmes de TiAlN.

O sucesso da texturização em aumentar a adesão dos filmes PVD com o substrato 1005 está muito mais relacionado ao aumento da rugosidade que cria maior área para ancoramento do filme e à redução e homogeneização da espessura do cobalto sobre a superfície.

O número de texturizações escolhido e as potências utilizadas induzem a possibilidade de se eliminar da superfície pelo menos 0,2 μm de espessura de Co. Os parâmetros de texturização não são significativos ao substrato 4225 que possui tamanho médio de grão de WC da ordem de 3,6 μm , pois poderiam eliminar camadas de cobalto equivale à aproximadamente 5% do tamanho do grão. Estes valores parecem inadequados para alterar a proporção de cobalto na superfície quando se presume que o cobalto possa cobrir parcialmente o grão de metal duro.

Os fenômenos de difusão governam a aderência de filmes de CVD-TiCN. As razões para o fracasso da texturização laser do substrato 4225 no aumento da adesão de filmes depositados por CVD poderia estar relacionada ao aumento da rugosidade que aumenta a área para difusão aumentando a disponibilidade de cobalto durante a aplicação do revestimento. O reduzido número de pulsos mostrou-se incapaz de eliminar o cobalto da superfície texturizada e desta forma a disponibilidade total de cobalto durante a deposição de filme é a soma de cobalto não eliminado da superfície pela texturização laser mais cobalto disponibilizado pela difusão..

A combinação de parâmetros de texturização a laser realizado sobre o substrato destinado ao revestimento CVD não foi capaz de remover eficientemente o cobalto quando comparada com a texturização realizada industrialmente por jateamento.

A combinação de parâmetros de texturização a laser realizada sobre o substrato destinada ao revestimento PVD não foi capaz de remover eficientemente o cobalto quando comparada com a texturização realizada industrialmente.

Os revestimentos de CVD apresentam trincas que independem do processo de texturização

Os revestimentos PVD apresentam “droplets” que são característicos do processo de evaporação a arco

Os ensaios de indentação realizados sobre os revestimentos CVD mostraram que a texturização a laser não foi capaz de melhorar a adesão do revestimento em nenhuma das condições testadas

Os ensaios de indentação realizados sobre os revestimentos PVD mostraram que a texturização a laser tem grande influencia favorável a adesão dos filmes de TiAlN

Os ensaios de usinagem comparativos realizados entre os revestimentos CVD aplicados sobre substratos texturizados comercialmente e revestimentos CVD aplicados sobre os substratos texturizados a laser mostraram que as ferramentas texturizadas a laser não apresentam maior vida da ferramenta em nenhuma das condições testadas.

Os ensaios de usinagem comparativos realizados entre os revestimentos PVD aplicados sobre substratos texturizados comercialmente e revestimentos PVD aplicados sobre os substratos texturizados a laser mostraram que as ferramentas texturizadas a laser apresentam maior vida da ferramenta em todas as condições testadas.

Nos revestimentos PVD as texturizações laser realizadas ao ar apresentam um desempenho melhor ou igual as texturizações realizadas em água.

Os mecanismos de desgaste presentes nos revestimentos PVD são abrasão, “attrition”, difusão e oxidação. A texturização não elimina nenhum dos mecanismos de desgaste, mas ao promover aumento da adesão entre revestimento e substrato reduz a abrasão pela redução de fragmentos duros formados pelos destacamentos do filme. A redução da abrasão leva a redução do desgaste de entalhe e torna os mecanismos de “attrition”, oxidação e difusão responsáveis para promover o desgaste da ferramenta.

A texturização não promoveu nenhuma alteração nos mecanismos de desgaste presentes nas ferramentas com revestimentos CVD. Os mecanismos de desgaste foram acelerados em função do aumento da velocidade de corte. O desgaste de cratera ficou mais evidente nos ensaios realizados com velocidades de corte maiores, porém a velocidade de crescimento do desgaste de flanc,o que foi predominante nos ensaios de desgaste determinando o de fim de vida, sempre foi maior que o desgaste de cratera.

6 SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

Com fluências muito maiores que as utilizadas neste trabalho e mesmo número de texturizações, Viana (2009), identificou com sucesso condições de texturização que aumentaram a adesão de revestimentos PVD de TiAlN e AlCrN. Arroyo (2009), utilizando fluências do laser maiores que as praticadas neste trabalho, identificou algumas condições de texturização que apresentam desempenho similar às texturizações realizadas por jateamento na adesão de filmes depositados por CVD. A diversidade de parâmetros de texturização laser que aumentam a adesão de filmes depositados por PVD e os casos antagônicos de texturização em revestimentos CVD sugerem que cartas de processo devem ser elaboradas individualmente para substratos destinados a revestimentos PVD e CVD. A elaboração destas cartas é a primeira sugestão para trabalhos futuros.

Outras sugestões para trabalhos futuros são:

- avaliar a texturização a laser em ferramentas de torneamento de metal duro recobertas pelo processo PVD, com um único substrato e uma única condição de texturização, com diferentes tamanhos de grão.
- avaliar a texturização a laser em outras ferramentas de torneamento de metal duro recobertas pelo processo PVD, com outros tipos de substratos e de coberturas, bem como em outras condições de usinagem;
- avaliar a texturização a laser em ferramentas de metal duro recobertas pelo processo PVD em outras operações de usinagem como fresamento, fresamento de matrizes em alta velocidade, furação, etc..
- avaliar a texturização a laser em ferramentas de metal duro recobertas pelo processo PVD em operações em que se tem grande temperatura da ferramenta como na usinagem de ligas de titânio.
- avaliar a texturização a laser submersa em uma camada de 4 mm de água utilizando lasers com intensidade superior a 1 GW/cm² aplicado a substratos destinados a aplicação de revestimentos PVD.

Referências

- ALI, M.; HAMZAH, E.; ALI, N. 2009. Adhesion strength of tin coatings at various ion etching deposited on tool steels using cathodic ARC PVD technique. **Surface Review and Letters**, v.16, n.1, p.29-35.
- ANDERBERG et al., 2009. Alternative descriptions of roughness for cylinder liner production. **Journal Of Materials Processing Technology**, v.209, p.1936–1942.
- ANDERSEN, K.N. *et al.* 2000. Deposition, microstructure and mechanical and tribological properties of magnetron sputtered TiN/TiAlN multilayers. **Surface and Coatings Technology**, v.123, n.2-3, p.219-226.
- ARROYO, J.M.; DINIZ, A.E.; LIMA, M.S.F. 2010a. Cemented carbide surface modifications using laser treatment and its effects on hard coating adhesion. **Surface and Coatings Technology**, v.204, n.15, p.2410-2416
- ARROYO, J.M.; DINIZ, A.E.; LIMA, M.S.F. 2010B. Wear performance of laser precoating treated cemented carbide milling tools. **Wear**, v.268, n.11-12, p.1329-1336.
- ARROYO, Jose Manoel. **Investigação sobre o Uso da Texturização a Laser na Preparação da Superfície a Ser Recoberta em Ferramentas de Metal Duro para Fresamento**. Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.
- ASTAKHOV, V. P. **Tribology of Metal Cutting**, Publisher: Elsevier Science; 2007, 392p.
- ÅSTRAND, M. *et al.* 2004. PVD-Al₂O₃-coated cemented carbide cutting tools. **Surface and Coatings Technology**, v.188-189, p.186-192.

BARSHILIA, H.C. *et al.* 2006. A comparative study on the structure and properties of nanolayered TiN/NbN and TiAlN/TiN multilayer coatings prepared by reactive direct current magnetron sputtering. **Thin Solid Films**, v.503, n.1-2, p.158-166.

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

Bisch C., Nadal M., et ali.; Chemical vapour deposition of titanium carbide on WC-Co cemented carbides. **Materials Science and Engineering**, v. A202, n. 1-2, p. 238-248, Nov 1995.

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

BOUZAKIS, K.-D.; *et al.* 2001. Improvement of PVD coated inserts cutting performance, through appropriate mechanical treatments of substrate and coating surface. **Surface and Coatings Technology**, v.146-147, p. 443-450.

BOUZAKIS, K.-D.; *et al.* 2005a. 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.

BOUZAKIS, K.-D.; *et al.* 2005b. Cutting performance improvement through micro-blasting on well-adherent PVD films on cemented carbide inserts. **Surface and Coatings Technology**, v.200, n.5-6, p.1879-1884.

BREGAR, V.B.; MOŽINA, J. 2002. Optoacoustic analysis of the laser-cleaning process. **Applied Surface Science**, v.185, n.3-4, p.277-288.

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

BRUNEAU, S.; *et al.* 2004. Femtosecond ablation applied to deep-drilling of hard metals. In: PROCEEDINGS OF SPIE - THE INTERNATIONAL SOCIETY FOR OPTICAL ENGINEERING 5448 (PART 1), **High-Power Laser Ablation V**, v.5448, n.68, p.602-615.

BUJ CORRAL I.; CALVET J.V.; SALCEDO, M.C. 2010. Use of roughness probability parameters to quantify the material removed in plateau-honing. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, n.50, p.621–629.

BULL, S.J.; BHAT, D.G.; STAIA, M.H. 2003a. Properties and performance of commercial TiCN coatings. Part 1: coating architecture and hardness modelling. **Surface and Coatings Technology**, v.163-164, p.499-506.

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

BYRNE, G.; DORNFELD, D.; DENKENA, B. 2003. Advancing cutting technology. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v.52, n.2, p.483-507.

CAHILL, D.G.; LEE, S.-M.; SELINDER, T.I. 1998. Thermal conductivity of κ -Al₂O₃ and α -Al₂O₃ wear-resistant coatings. **Journal of Applied Physics**, v.83, n.11, p.5783-5786.

CAPPELLI, E.; *et al.* 1999. WC–Co cutting tool surface modifications induced by pulsed laser treatment. **Applied Surface Science**, v.138-139, n.1-4, p.376-382.

CHEN, H.; KYSAR, J.W.; YAO, Y.L. 2004. Characterization of Plastic Deformation Induced by Microscale Laser Shock Peening. **Journal of Applied Mechanics**, v.71, p.713-723.

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

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

CONNELLY, R.; PATTANAIK, A.K.; SARIN, V.K. 2005. Development of moderate temperature CVD Al₂O₃ coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v.23, n.4-6, p. 317-321.

CREASEY, S.; *et al.* 1997. SEM image analysis of droplet formation during metal ion etching by a steered arc discharge. **Surface and Coatings Technology**, v.97, n.1-3, p.163-175.

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

DEUERLER, F.; *et al.* 1996. Pretreatment of substrate surface for improved adhesion of diamond films on hard metal cutting tools. **Diamond and Related Materials**, v.5, p.1478-1489.

DINIZ, A. E. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**, Editora Art Liber, 2003, 248 p.

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

DUMITRU, G.; *et al.* 2003. Metallographical analysis of steel and hard metal substrates after deep-drilling with femtosecond laser pulses. **Applied Surface Science**, v.208-209, n.1, p.181-188.

DUMITRU, G.; *et al.* 2004. Femtosecond laser ablation of cemented carbides: properties and tribological applications. **Applied Physics A: Materials Science and Processing**, v.79, n.3, p.629-632.

DUMITRU, G.; *et al.* 2005. Laser processing of hardmetals: Physical basics and applications. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v.23, n.4-6, p.278-286.

FALLQVIST, M.; OLSSON, M.; RUPPI, S. 2007. Abrasive wear of multilayer κ -Al₂O₃-Ti(C,N) CVD coatings on cemented carbide. **Wear**, v.263, n.1-6, p.74-80.

GERTH, J.; *et al.* 2009. On the wear of PVD-coated HSS hobs in dry gear cutting. **Wear**, v.266, n3-4, p.444-452.

GERTH, J.; WIKLUND, U. 2008. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel. **Wear**, v.264, p.885–892.

GU, J.; *et al.* 1999. Tool life and wear mechanism of uncoated and coated milling inserts. *Wear*, v.225-229, n.1, p.273-284 .

HALVARSSON, M.; LANGER, V.; VUORINEN, S. 1995. Determination Of The Thermal Expansion Of κ -Al₂O₃ By High Temperature XRD. **Surface and Coatings Technology**, v.76-77, p.358-362.

HAUBNER, R.; KALSS, W. 2010. Diamond deposition on hardmetal substrates - Comparison of substrate pre-treatments and industrial applications. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v.28, n.4, p.475-483.

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

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

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

ICHIMURA, H.; KAWANA, A. 1993. High-temperature oxidation of ion-plated TiN and TiAlN films. **Journal of Materials Research**, v.8, n.5, p.1093-1100.

JARMS, C.; *et al.* 1998. Influence of the PACVD process parameters on the properties of titanium carbide thin films. **Surface and Coatings Technology**, v. 98, n. (1-3), p. 1547-1552.

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

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

KALSS, W.; *et al.* 2006. Modern coatings in high performance cutting applications. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v.24, n.5, p.399-404.

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

KIM, G.S.; *et al.* 2003. Effects of the thickness of Ti buffer layer on the mechanical properties of TiN coatings. **Surface and Coatings Technology**, v.171, n.1-3, p.83-90.

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

KOHARA, T.; *et al.* 2004. Deposition of α -Al₂O₃ hard coatings by reactive magnetron sputtering. **Surface and Coatings Technology**, v.185, p.166-171.

KOMANDURI, R. Machining And Grinding: A Historical Review Of The Classical Papers. In: Symposium On US Contributions To Machining & Grinding Research In The 20th Century, 5, 1993. Oklahoma State University. p.81-132

KONYASHIN I.Y. 1995. PVD/CVD technology for coating cemented carbides. **Surface and Coatings Technology**, v.71, n.3, p.277-283,

KONYASHIN I.Y., 1996a. The Influence of Fe-Group Metals on the CVD of Titanium Carbide. **Chemical Vapor Deposition**, v.2, n.5, p.199-208.

KONYASHIN I.Y., 1996b. Thin TiC_x films chemically vapour deposited onto cemented carbides from the TiCl₄-CCl₄-H₂ mixture. **Thin Solid Films**, v. 278, n. 1-2, p. 37-44.

KONYASHIN, I.Y.; GUSEVA, M.B. 1996c. Thin films comparable with WC - Co cemented carbides as underlayers for hard and superhard coatings: the state of the art. **Diamond and Related Materials**, v. 5, p. 575-579.

KÖPF, A.; *et al.* 2001. Diamond deposition on hardmetal substrates after pre-treatment with aluminium or aluminium compounds. **Diamond and Related Materials**, v.10 p.790-796.

KRUUSING, A. 2004. Underwater and water-assisted laser processing: Part 1 - General features, steam cleaning and shock processing. **Optics and Lasers in Engineering**, v.41, n.2, p.307-327.

KWON, D.H.; *et al.* 2005. A comparative study on cutting performance of TiN-coated tungsten carbide cutting tool with a cobalt interlayer. **Surface and Coatings Technology**, v.200, p.1933-1938.

LACKNER, J.M.; WALDHAUSER, W.; EBNER, R. 2004. Large-area high-rate pulsed laser deposition of smooth $\text{TiC}_x\text{N}_{1-x}$ coatings at room temperature-mechanical and tribological properties. **Surface and Coatings Technology**, v.188-189, p.519-524.

LADARIO, Fabrício Prieto. **Microtexturização de superfícies de aço ferramenta com laser**. Dissertação de mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA, São José dos Campos, 2009.

LAIMER, J.; *et al.* 2005. Plasma CVD of alumina - Unsolved problems, **Vacuum**, v.80, n.1-3, p.141-145.

LARSSON, A.; HALVARSSON, M.; RUPPI, S. 1999. Microstructural changes in CVD $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$ coated cutting tools during turning operations. **Surface and Coatings Technology**, v.111, p.191-198.

Leonhardt A., Wolf E.; Influence of different hydrocarbons on the structure of CVD- and PACVD-TiC_x hard layers **Materials Science and Engineering A**. v.209, n. 1-2., p. 389-393, May 1996.

LEWIS, D.B.; BRADBURY, S.R.; SARWAR, M. 1996. The effect of substrate surface preparation on the wear and failure modes of TiN coated high speed steel circular saw blades. **Wear**, n.197, n.1-2, p.82-88.

LI, T.; *et al.* 2001a. Phase transformation during surface ablation of cobalt-cemented tungsten carbide with pulsed UV laser. **Applied Physics A: Materials Science and Processing**, v.73, n.3, p.391-397.

LI, T.; *et al.* 2001b. Selective removal of cobalt binder in surface ablation of tungsten carbide hardmetal with pulsed UV laser. **Surface And Coatings Technology**, v.145, p.16-23.

LI, T.; *et al.* 2001c. Modified surface morphology in surface ablation of cobalt-cemented tungsten carbide with pulsed UV laser radiation. **Applied Surface Science**, v.172, p.331-344.

LI, T.; *et al.* 2001d. Escape of carbon element in surface ablation of cobalt cemented tungsten carbide with pulsed UV laser. **Applied Surface Science**, v.172 p.51-60.

LI, T.; *et al.* 2001e. Ablation of cobalt with pulsed UV laser radiation. **Applied Surface Science**, v.172, p.356-365.

LII, D.-F.; HUANG, J.-L.; LIN, M.-H. 1998. The effects of TiAl interlayer on PVD TiAlN films. **Surface and Coatings Technology**, v.99, n.1-2, p.197-202.

MACHADO, A. R. **Teoria da Usinagem dos Materiais**, Editora Blucher, 2009, 384p.

MALIK, H.I.; MGALOBILISHVILI, R.; MILLS, B. 2000. Effect of TiN coating thickness on performance of HSS cutting tools when machining free cutting steels. **Journal Of Materials Science Letters**, v.19, p.1779 – 1781

MALLIKA, K.; KOMANDURI, R. 1999. Diamond coatings on cemented tungsten carbide tools by low-pressure microwave CVD **Wear**, v.224, n.2, p.245-266.

MATSUBARA, H.; SAKUMA, T. 1990. Diamond deposition on cemented carbide by chemical vapour deposition using a tantalum filament. **Journal of Materials Science**, v.25, n.10, p.4472-4476.

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

MCCABE M., New Hard/Lubricant PVD Coating Opens Exciting Machining Possibilities In: **Proc. of 3rd International Machining & Grinding Conference**, Cincinnati, 1999. p.711–724.

MCINTYRE, D.; *et al.* 1990. Oxidation of metaestable single-phase polycrystalline $\text{Ti}_{0.5}\text{Al}_{0.5}\text{N}$ films: Kinetics and mechanisms. **Journal Applied Physics**, v.67, n.3, p.1542-1553.

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

NARAYAN, J.; VISPUTE R.D.; JAGANNADHAM, K. 1995. Interfacial processing and adhesion of diamond, diamond-like, and TiN films on metallic and polymeric substrates. *Journal of Adhesion Science and Technology*, v.9, n.6, p. 753-767.

NEVES, D.; DINIZ, A.E.; LIMA, M.S.F. 2006. Efficiency of the laser texturing on the adhesion of the coated twist drills. **Journal of Materials Processing Technology**, v.179, n.1-3, p.139-145.

NICKEL, J.; *et al.* 2000. Evaluation of the wear of plasma-nitrided and TiN-coated HSS drills using conventional and Micro-PIXE techniques **Wear**, v.239, n.2, p.155-167.

PALDEY, S.; DEEVI, S.C. 2003. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: A review. **Materials Science and Engineering A**, v.342 n.1-2, p.58-79.

PAN, F.-M.; *et al.* 1994. Interface studies of the diamond film grown on the cobalt cemented tungsten carbide. **Journal of Vacuum Science and Technology A**, v.12, n.4, p.1519-1522.

PANJAN, P.; *et al.* 1999. Oxidation behaviour of TiAlN coatings sputtered at low temperature. **Vacuum**, v.53, p.127-131.

PETZOW G., **Metallographic Etching: Techniques for Metallography, Ceramography, Plastography**. ASM International, 1999, 240p.

PIERSON, H.O. **Handbook of Chemical Vapor Deposition**, Publisher: William Andrew; 2000, 506p.

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

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

Quinto, D.T. 1988. Mechanical property and structure relationships in hard coatings for cutting tools. **Journal of Vacuum Science and Technology A PART II**, v.6, n.3, p.2149-2157.

Quinto, D.T. 1996. Technology perspective on CVD and PVD coated metal-cutting tools. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v.14, n.1-3, p.7-20.

RICHTER, V., et al. 1996. Characterisation and wear behaviour of TiN- and TiC_xN_{1-x} - coated cermets. **Materials Science and Engineering A**, v.209, p.353-357.

RUPPI, S. 2005. Deposition, microstructure and properties of texture-controlled CVD α -Al₂O₃ coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v.23, p.306-316.

RUPPI, S.; LARSSON, A. 2001. Chemical vapour deposition of κ - Al₂O₃. **Thin Solid Films**, v.388, p.50-61.

SAHOO, B. CHATTOPADHYAY, A. K. On effectiveness of various surface treatments on adhesion of HF-CVD diamond coating to tungsten carbide inserts. **Diamond and Related Materials**, v.11, p. 1660-1669, 2002.

SARANGI, S.K.; CHATTOPADHYAY, A.; CHATTOPADHYAY, A.K. 2008. Effect of pretreatment methods and chamber pressure on morphology, quality and adhesion of HFCVD diamond coating on cemented carbide inserts. **Applied Surface Science**, v.254, n.3, p.3721–3733.

Satin V.K., Lindstrom J.N.; The Effect of Eta Phase on the Properties of CVD TiC-Coated Cemented Carbide Cutting Tools. **Journal of The Electrochemical Society.**, v. 126, n. 7, p. 1281-1287, July 1979.

SCHNEIDER, J.M.; et al. 1997a. Crystalline alumina deposited at low temperatures by ionized magnetron sputtering. **Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces and Films**, v.15, n.3, p.1084-1088.

SCHNEIDER, J.M.; SPROUL, W.D.; MATTHEWS, A. 1997b. Phase formation and mechanical properties of alumina coatings prepared at substrate temperatures less than 500°C by ionized and conventional sputtering. **Surface and Coatings Technology**, v.94-95, p.179-183.

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

SHAW, M.C. **Metal Cutting Principles**. Oxford University Press, 2004, 672p.

SIENNA, L.F.; et al. 2005. Characterization of PVD TiCN layers by physical and electrochemical methods. **Surface Engineering**, v.21, n.2, p.144-150.

SMITH, G.T. **Cutting Tool Technology: Industrial Handbook**. Springer, 2008, 600p.

SÖDERBERG, S.; SJÖSTRAND, M.; LJUNGBERG, B. 2001. Advances in coating technology for metal cutting tools. **Metal Powder Report**, v.56, n.4, p.24-30.

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

STEPHENSON, D.A. **Metal Cutting Theory and Practice**. CRC Press, 2005, 864p.

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

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

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

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

SUZUKI, T.; HUANG, D.; IKUHARA, Y. 1998. Microstructures and grain boundaries of (Ti, Al)N films. **Surface and Coatings Technology**, v.107, p.41-47.

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

TÖNSHOFF, H.K.; et al. 1997. Wear mechanisms of $(\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x)\text{N}$ coatings in dry drilling. **Surface And Coatings Technology**, v.94-95, p.603-609.

TÖNSHOFF, H.K.; et al. 1998d. Surface modification of cemented carbide cutting tools for improved adhesion of diamond coatings. **Surface and Coatings Technology**, v.108-109, p.543-550.

TÖNSHOFF, H.K.; et al.1998c. Influence of stress distribution on adhesion strength of sputtered hard coatings. **Thin Solid Films**, v.332, n.1-2, p.146-150.

TÖNSHOFF, H.K.; MOHLFELD, A.1998a. Surface treatment of cutting tool substrates. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v.38, n.5-6, p.469-476.

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

TORRANCE, A.A. 1997. A simple datum for measurement of the Abbott curve of a profile and its first derivative. **Tribology International**, v.30, n.3, p.239-244.

TRENT, E. M., **Metal Cutting**, 4th edition. Boston: Butterworth-Heinemann, 2000, 446p.

UHLMANN, E.; RICHARZ, S., MIHOTOVIC, V. 2009. Substrate pre-treatment of cemented carbides using abrasive flow machining and laser beam ablation. **Production Engineering**, v.3, n.1, p.81-86.

ULLRAM, S.; HAUBNER, R. 2006. Temperature pre-treatments of hardmetal substrates to reduce the cobalt content and improve diamond deposition. **Diamond & Related Materials**, v.15, p.994– 999.

UPADHYAYA, G.S. **Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties and Testing**. William Andrew Publishing/Noyes, 1998, 420p.

VAZ, F.; et al. 1997. Thermal Oxidation of $Ti_{1-x}Al_xN$ Coatings in Air. **Journal of the European Ceramic Society**, v.11, p.1971-1977.

VIANA, Rhander. **Estudo da Caracterização de Ferramentas De Corte Texturizadas a Laser e Revestidas Utilizadas no Fresamento Frontal De Ferro Fundido Vermicular**. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2009.

WATKINS, K.G.; CURRAN, C.; LEE, J.-M. 2003. Two new mechanisms for laser cleaning using Nd:YAG sources. **Journal of Cultural Heritage**, v.4, n.1, p.59-64.

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

YAO, Y.L.; CHEN, H.; ZHANG, W. 2005. Time scale effects in laser material removal: a review. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v.26, n.5-6, p.598-608.

YASHAR, P.C.; SPROUL, W.D. 1999. Nanometer scale multilayered hard coatings. **Vacuum**, v.55, n.3-4, p.179-190.

YILBAS, B.S.; et al. 2007. Cemented carbide cutting tool: Laser processing and thermal stress analysis. **Applied Surface Science**, v.253, p.5544-5552.

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

ZHIGILEI, L.V.; KODALI, P.B.S.; GARRISON, B.J. 1998. A microscopic view of laser ablation. **Journal of Physical Chemistry B**, v.102, n.16, p.2845-2853.

ZYWITZKI, O.; et al. 1996a. Effect of the substrate temperature on the structure and properties of Al_2O_3 , layers reactively deposited by pulsed magnetron sputtering. **Surface and Coatings Technology**, v.82, p.169-175.

ZYWITZKI, O.; HOETZSCH, G. 1995. Effect of Plasma Activation on the Phase Transformations of Aluminum Oxide. **Surface and Coatings Technology**, v.76-77, p.754-762.

ZYWITZKI, O.; HOETZSCH, G. 1996b. Influence of coating parameters on the structure and properties of Al_2O_3 layers reactively deposited by means of pulsed magnetron sputtering. **Surface and Coatings Technology**, v.86-87, p.640-647.